



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO**



**LICENCIATURA EN INGENIERIA EN INOVACION
TECNOLOGICA DE MATERIALES**

**Diseño, fabricación y caracterización microestructural
de una aleación con aplicación en asientos de válvulas
para motores de combustión interna de alto desempeño.**

TESIS

**PARA OBTENER EL GRADO DE:
INGENIERO EN INNOVACIÓN TECNOLÓGICA DE
MATERIALES**

PRESENTA:

MARÍA TRINIDAD BELTZ PÉREZ

ASESOR:

DR. FRANCISCO VAPEANI GUERRA LÓPEZ

COASESOR:

DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE

MORELIA MICHOACAN JULIO DEL 2021

A mis padres, por todo lo que me han dado y que nunca podré devolver.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a mis padres por todo el apoyo que me han dado al tomar mis decisiones, por sus consejos y sus palabras de aliento cuando siento que ya no puedo más.

Agradezco a mis hermanos por todo su apoyo y consejos que me dan, a mi cuñada por siempre tener las palabras correctas cuando las necesito y a mi ahijado porque por él siempre seré la mejor en todo lo que haga.

Agradezco al Doctor Francisco Vapeani Guerra López, como al Doctor Arnoldo Bedolla Jacuinde por aceptarme en el laboratorio de fundición y ser parte del grupo de sus alumnos, por su apoyo y disposición en ayudarme y explicarme siempre que lo necesitaba.

Agradezco al Doctor Víctor Hugo López Morelos, director del IIMM por todo el apoyo brindado, así como al Dr. Ramiro Escudero García coordinador de la licenciatura en Ingeniería en Innovación Tecnológica de Materiales.

Agradezco a la empresa DOMEX por proporcionarnos las materias primas para la elaboración así como el apoyo con la realización de las pruebas en planta y proporcionarnos los resultados necesarios, como las muestras para la caracterización de las distintas aleaciones.

Agradezco a Josué Quintero por ser un excelente compañero de equipo y por enseñarme demasiado en todos los sentidos, y siempre tener la mejor disposición de enseñarme y explicarme, pero sobre todo por ser un excelente amigo del cual aprendí demasiado

ÍNDICE

ÍNDICE.....	1
ÍNDICE DE FIGURAS Y TABLAS	3
RESUMEN	6
ABSTRACT	7
1. INTRODUCCIÓN.....	8
2. JUSTIFICACIÓN.....	10
3. OBJETIVOS	11
3.1. Objetivo general.....	11
3.2. Objetivos particulares.	11
4. HIPÓTESIS	12
5. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	13
5.1. Generalidades.....	13
5.2. Propiedades de los hierros blancos.	14
5.3. Clasificación de los hierros blancos.....	14
5.3.1. Hierros blancos perlíticos.	14
5.3.2. Hierros blancos aleados al cromo-níquel o Ni-Cr.	15
5.3.3. Hierros blancos aleados al cromo-níquel 4.....	15
5.3.4. Hierros blancos especiales.....	16
5.3.5. Hierro blanco alto cromo.....	16
5.4. Hierros blancos alto Cromo.	17
5.5. Tipos de carburos en los hierros blancos alto Cr.	18
5.5.1. M_3C	18
5.5.2. M_7C_3	18
5.5.3. $M_{23}C_6$	19
5.5.5. MC (VC).....	19
5.5.6. NbC.....	19
5.5.7. TiC.....	19
5.6. Solidificación de los hierros blancos alto Cr	19
5.7. Elementos aleantes.....	22
5.7.1. Carbono.	22
5.7.2. Cromo.	23

5.7.3.	Silicio.....	23
5.7.4.	Molibdeno.....	23
5.7.5.	Níquel.	24
5.7.6.	Tungsteno.	24
5.8.	Tratamientos térmicos.....	24
5.9.	PROCAST.....	26
5.10.	Sistema de alimentación.....	26
5.11.	Mazarotas	27
6.	DESARROLLO EXPERIMENTAL	28
6.1.	Diseño de las barras huecas.	28
6.2.	Elaboración del modelo.	28
6.3.	Proceso de simulación.....	29
6.4.	Elaboración del molde	30
6.5.	Elaboración de los corazones.....	30
6.6.	Fabricación del material.....	31
6.7.	Seccionamiento de las barras.....	32
6.8.	Tratamiento térmico.....	33
6.9.	Preparación metalográfica.	33
6.10	Dureza y pruebas en planta.....	37
7.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	38
7.1.	Diseño y simulación del proceso fundición.....	38
7.1.1.	Diseño.....	38
7.1.2.	Simulación.....	39
7.2.	Elaboración de los moldes y corazones para el vaciado de metal.	46
7.2.1.	Fabricación de corazones.....	49
7.2.1.	Optimización del diseño del molde.	50
7.3.	Fabricación de las barras.....	56
7.3.1.	Fabricación del material	59
7.4.	Seccionamiento y maquinado de las barras.	62
7.5.	Caracterización microestructural.	62
7.5.1.	Caracterización por microscopio óptico.....	62
7.5.2.	Caracterización por microscopia electrónica de barrido.	66
7.6.	Dureza y pruebas en planta.....	69
7.6.1.	Dureza.....	69

7.6.2. Pruebas en planta.....	72
8. CONCLUSIONES.....	77
9. BIBLIOGRAFÍA.....	78

ÍNDICE DE FIGURAS Y TABLAS

Figura 1.1 Microestructura típica de una fundición blanca con alto contenido de cromo.	8
Figura 5.1 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C [21].....	20
Figura 5.2 Diagrama de fase de equilibrio de aleación 15%Cr, 0,20%Mo, 1,0%Ni, 0-4%C [23].....	22
Figura 6.1 Diseño en software SolidWorks® de las barras con dimensiones en cm.	28
Figura 6.2 Diseño del modelo utilizado para la impresión 3D del modelo en el software CURA®.....	29
Figura 6.3 Diseño de las barras y su sistema de alimentación antes del mallado.	30
Figura 6.4 a) Arena de sílica, b) Resinas autofraguantes y catalizador, utilizados para la fabricación de los moldes.	30
Figura 6.5 Corazonera impresa 3D. a) Corazonera abierta, b) Medida del diámetro interno. c) Altura en cm.	31
Figura 6.6 a) Horno de inducción de 30 Kg con cargado, b) Horno de inducción realizando la fusión.	32
Figura 6.7 Piezas seccionadas.	32
Figura 6.8 Horno eléctrico marca Carbolite™.....	33
Figura 6.9 a) Frasco de baquelita conductora, b) Instrucciones de uso de la baquelita, c) Prensa de montaje de la marca Buehler, d) Muestras montadas en la baquelita.	34
Figura 6.10 Pulidora metalográfica Buheler modelo MetaServ 250.....	35
Figura 6.11 Pulido con pasta de diamante de 1 µm.....	35
Figura 6.12 a) Reactivo Villela, b) Muestras siendo atacadas con el reactivo Villela, c) Secado de las muestras después de ser lavadas con agua y alcohol.....	35
Figura 6.13 Microscopio marca NIKON modelo EPIPHOT 300.	36
Figura 6.14 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.	36
Figura 6.15 Durómetro para medición de dureza en la escala Rockwell C.....	37
Figura 7.1 Diseños de los moldes para la fabricación de las barras, a) Barras orientadas en forma horizontal, b) Barras orientadas en forma vertical.....	38
Figura 7.2 Mayado del modelo en el software ProCAST®. a) Mallado de la pieza con alimentador, b) del molde de arena. y c) Parámetros del mallado.....	40
Figura 7.3 Parámetros de las condiciones iniciales.	40
Figura 7.4 Condiciones entre las interfaces del modelo.....	41
Figura 7.5 Parámetros de la simulación.....	42
Figura 7.6 Secuencia de la solidificación donde se observa el gradiente de temperaturas para diferentes tiempos de simulación a) 9 s, b) 80 s, c) 800 s y d) 1100 s.	43
Figura 7.7 Fracción sólida observada a diferentes tiempos durante la solidificación.	44
Figura 7.8 Fracción sólida observada en el modo conocido como vista de rayos X.....	44
Figura 7.9 Porcentaje de porosidad por contracción al final de la solidificación.....	45

Figura 7.10 a) Primera mitad del modelo de las barras huecas empastado y lijado. b) Modelo perfectamente ensamblado.	46
Figura 7.11 a) Mitad del modelo con las guías de madera, b) Mitad del modelo con guías de madera y mitad con las cavidades para las guías de madera.	46
Figura 7.12 Modelo de impresión 3D después del proceso de empastado y lijado.	47
Figura 7.13 a) Molde antes de extraer el modelo y con las cavidades, b) Molde después de extraer el modelo y con protuberancias.	48
Figura 7.14 Moldes de arena recubiertos con pintura de óxido de zirconia a) Recien pintados, b) Después de haberse evaporado el diluyente.	48
Figura 7.15 a) Altura de la corazonera, b) Diámetro interno de la corazonera, c) Corazonera ya empastada y lijada.	49
Figura 7.16 a) Corazones ya con el recubrimiento de la pintura de zirconio, b) Corazones ya colocados en el molde y pegados a la primera mitad.	50
Figura 7.17 Segundo modelo impreso en 3D.	50
Figura 7.18 Modelo de 4 barras huecas donde se muestra el sistema de alimentación y las uniones entre las barras huecas.	51
Figura 7.19 a) Modelo recién empastado, b) Modelo ya pegado en la tabla, c) Modelo fijado a la tabla mostrando la medida del ancho, d) Modelos ya acomodados en la caja.	52
Figura 7.20 a) Medida de la tabla inferior, b) Caja ya armada vista desde arriba.	53
Figura 7.21 a) Guía antes de ser empastada, b) Guía de la parte frontal, c) Guías ya pegadas en las tablas de la caja, d) Medida de una guía ya en la caja.	54
Figura 7.22 a) Molde después de extraerle los modelos y ser extraído de la caja, b) Moldes unidos visto desde la parte superior.	55
Figura 7.23 a) Corazones antes de ser extraídos, b) Mitad de la corazonera ya empastada y lijada, c) Corazonera armada desde la vista superior.	56
Figura 7.24 a) Elementos y ferroaleaciones para la carga de la Aleación 1 b) Chatarra de acero cargada en el crisol dentro del horno de inducción.	59
Figura 7.25 Vaciado del metal fundido en el molde de las barras huecas.	60
Figura 7.26 a) Desmoldeo de las barras huecas, b) Barras huecas ya extraídas del molde de arena, c) Barras huecas obtenidas de la fundición.	60
Figura 7.27 Barras vaciadas con el modelo en forma horizontal. a) Llenado completo, b) llenado incompleto.	61
Figura 7.28 a) Corte de mazarotas de las barras huecas, b) Corte del canal de alimentación de las barras huecas, c) Barra hueca después del corte.	62
Figura 7.29 Microestructuras de las diferentes muestras. a,b) Muestra comercial, c,d) Aleación 1, e, f) Aleación 2, g, h) Aleación 3, observadas a a 500 y 1000x respectivamente.	63
Figura 7.30 Diagrama ternario Fe-C-Cr[15].	64
Figura 7.31 a) Aleación 1 Recocida a 500 magnificaciones, b) Aleación 2 Recocida a 1000 magnificaciones, c) Aleación 2 Recocida a 500 magnificaciones, d) Aleación 2 Recocida a 1000 magnificaciones.	66
Figura 7.32 Microestructura de las diferentes aleaciones a 2000 ampliificaciones. a) Muestra comercial, b) Aleación 1, c) Aleación 2, d) Aleación 3.	67
Figura 7.33 a) Aleación 1 recocida a 2000 magnificaciones, b) aleación 2 recocida a 2000 magnificaciones.	68
Figura 7.34 Gráfica con los resultados de los ensayos de dureza en Rockwell C.	69

Figura 7.35 Microestructura de la aleación 3 después de ser sometida al tratamiento de desestabilización a 900°C y temple al aire.	70
Figura 7.36 Maquinado de las barras huecas en el torno. a) Torneado exterior de la barra hueca, b) Torneado interior con ayuda de un lubricante en las barras huecas.	72
Figura 7.37 Anillo de la aleación 3 siendo tronzado en empresa DOMEX.	72
Figura 7.38 Asientos de válvula posterior del cortado.	73
Figura 7.39 Resultados de las pruebas de maquinabilidad en las distintas aleaciones a) Resultados del tiempo de vida del filo de la herramienta por cada aleación, b) Número de anillos tronzados por cada aleación.	73
Figura 7.40 Anillos ya seccionados en pequeños fragmentos, de izquierda a derecha: a) Fragmento del sistema de alimentación de la Aleación, b) Anillo de la Aleación 2, c) Anillo de la Aleación 3, d) Anillo de la muestra Comercial.	75

Tabla 5.1 Composición de hierro blanco de acuerdo con Norman [8].	14
Tabla 5.2 Clasificación de los hierros blancos alto cromo [13].	17
Tabla 6.1 Composición nominal de las aleaciones.	31
Tabla 7.1 Composición química de la chatarra de acero.	57
Tabla 7.2 Composición química del Ferro Tungsteno (FeW)	57
Tabla 7.3 Composición química del Ferro Molibdeno (FeMo)	57
Tabla 7.4 Composición química del Ferro Cromo Alto Carbono (FeCr AC)	57
Tabla 7.5 Composición química del Ferro Cromo Bajo Carbono (FeCr BC)	57
Tabla 7.6 Resultados del balance de carga para las diferentes aleaciones estudiadas peso en gramos.	58
Tabla 7.7 Composición del de las aleaciones estudiadas en % en peso.	58
Tabla 7.8 Porcentaje de Carbono en las tres distintas aleaciones fabricadas.	68
Tabla 7.9 Resultados del ensayo de dureza en Rockwell C.	69
Tabla 7.10 Dureza en HRC de las aleaciones después del tratamiento térmico.	71

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación, se estudia el efecto de las adiciones de carbono y cromo en la microestructura y la maquinabilidad de una aleación Fe-C-Cr para ser utilizadas en la fabricación de asientos de válvulas de escape para motores de combustión interna. En el caso particular de las válvulas de escape, las cuales son sometidas a condiciones de trabajo más severas se utilizan aleaciones con elevados contenidos de C y Cr con la finalidad de obtener una elevada dureza, resistencia a la oxidación y estabilidad térmica. Sin embargo, la elevada dureza de estas aleaciones limita su maquinabilidad, por lo que el presente estudio tiene como objetivo desarrollar una aleación y un proceso de fabricación para la obtención de barras huecas con un grado de maquinabilidad aceptable para obtener anillos que cumplan con las características requeridas para esta aplicación. Por lo tanto, en el presente trabajo, se detallan las diferentes etapas para el diseño y fabricación de las barras utilizando 3 diferentes aleaciones que varían en contenidos de Cr y C a las cuales también se les aplicaron diversos tratamientos térmicos. Las diferentes aleaciones fueron caracterizadas microestructuralmente encontrando que el incremento en C y Cr producen un incremento en el volumen de carburos y por lo tanto, de la dureza de las aleaciones. Se observó que la dureza disminuye ligeramente con el tratamiento de recocido, sin embargo, la presencia de un elevado contenido de carburos, los cuales no son afectados a la temperatura de tratamiento, no permitió que la maquinabilidad se mejorara considerablemente. De forma general, se encontró que la maquinabilidad disminuye con el incremento en la dureza, por lo que los mejores resultados fueron obtenidos por la cual tiene el menor porcentaje de carbono y carburos eutécticos, por lo que mostró el mayor grado de maquinabilidad en las pruebas realizadas en planta. Gracias a las adiciones de Ni y Mo, esta aleación mostró una estructura austenítica estable en condiciones de colada la cual es apta para ciertas aplicaciones. Para aplicaciones que requieren de un máximo desempeño, la microestructura de esta aleación fue modificada mediante tratamiento térmico posterior al maquinado alcanzando así un máximo endurecimiento, lo cual es importante para su uso en motores de alto desempeño sometidos a mayores cargas de trabajo.

PALABRAS CLAVE: Hierro blanco, carbono, cromo, dureza, maquinabilidad.

ABSTRACT

The present study analyses the effect of carbon and chromium additions on the microstructure and machinability of a Fe-C-Cr alloy to be used in the manufacture of valve seats for internal combustion engines. In the case of exhaust valves which are subjected to more severe working conditions, alloys with high C and Cr contents are used in order to obtain high hardness, resistance to oxidation and thermal stability. However, the high hardness of these alloys limits their machinability, so the present study aims to develop an alloy and a manufacturing process to obtain hollow bars with an acceptable degree of machinability to obtain rings that meet the characteristics required for this application. Therefore, in the present study, the different stages for the design and manufacture of the bars are detailed using 3 different alloys that vary in Cr and C contents which were subject to different heat treatments. The microstructure of the different alloys were characterized, showing that the increase in C and Cr produced an increase in the volume of carbides and, therefore, in the hardness of the alloys. It was observed that the hardness decreases slightly with the annealing heat treatment, however, the presence of a high content of carbides which are not affected at the treatment temperature did not allow to considerably improve the machinability. Generally, it was found that machinability decreases with the increase in hardness, so the best results were obtained by alloy 3, which has the lowest weight percent of carbon and eutectic carbide volume fraction, thus showing the highest degree of machinability in the tests perform at the factory. Due to additions of Ni and Mo, this alloy showed a stable austenitic structure under casting conditions which is suitable for certain applications. For applications that require maximum performance, the microstructure of this alloy was modified by post-machining heat treatment, thus achieving a maximum hardening, which is important for its use in high-performance engines subjected to higher workloads.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de hierro tienen innumerables aplicaciones, al ser uno de los materiales más versátiles, con una amplia gama de propiedades físicas, químicas y mecánicas, que pueden ser controladas mediante su composición química, método de obtención, procesamiento y/o tratamiento térmico, estas variables definen su microestructura, la cual debe ser adecuada para cada aplicación. Las fundiciones de hierro con alto contenido de cromo, son una familia de aleaciones ferrosas que se caracterizan por presentar una elevada estabilidad térmica, resistencia a la oxidación y al desgaste [1, 2]. Este tipo de aleaciones, han demostrado un excelente desempeño en aplicaciones donde los componentes están sujetos a desgaste severo, como es el caso de las carcasas para bombas, árboles de levas, bolas de trituración, seguidores y empujadores en el tren de válvulas de motores de combustión interna y algunos rodillos de trabajo de metales [3]. En el caso particular de los asientos de válvulas, la aleación más comúnmente utilizada es una aleación con elevados contenidos de Cr y C de elevada dureza debido a su capacidad de brindar un máximo desempeño. La microestructura típica de esta aleación está compuesta por carburos del tipo M_7C_3 embebidos en una matriz austenítica o un producto de la transformación de esta, como se muestra en la Figura 1.1.

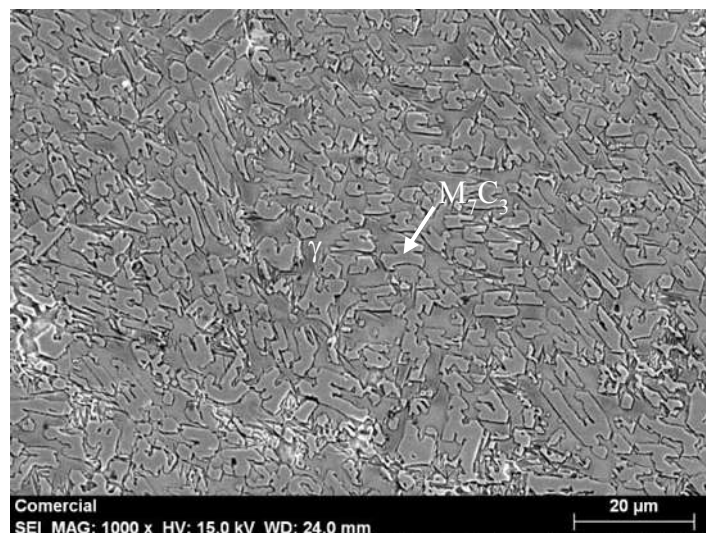


Figura 1.1 Microestructura típica de una fundición blanca con alto contenido de cromo.

Este tipo de microestructura provee una elevada resistencia al desgaste, así como una elevada resistencia a la oxidación y erosión en ambientes agresivos. Debido al alto contenido de

carburos en la aleación, la maquinabilidad de este material es muy reducida por lo que para esta composición química el proceso de manufactura comúnmente utilizado es la metalurgia de polvos. Debido a las dificultades que esta técnica presenta, los fabricantes se han visto en la necesidad de sustituir aleaciones con alto contenido de cromo por el hierro gris, acortando notablemente su vida útil, e imposibilitando su uso en vehículos que utilicen el diésel, gas natural o gas Lp como combustible, ya que no son capaces de resistir por tiempos prolongados la exposición a altas temperaturas y de los gases de combustión [4, 5], por lo que se requiere del uso de asientos de mayor dureza y resistencia a altas temperaturas.

El desgaste de los asientos de la válvula es uno de los factores más importantes que afecta el rendimiento del motor. Debido a mayores demandas de rendimiento y el uso creciente de alternativas en combustibles, los asientos de las válvulas de admisión del motor se enfrentan a mayores problemas de desgaste que en el pasado. Los principales tipos de desgastes que presentan los asientos de válvula son el desgaste adhesivo, desgaste abrasivo y desgaste por deformación plástica [6], acortando así la vida útil del asiento debido a la exposición a productos de combustión más corrosivos.

Sin embargo, la principal dificultad que han presentado estas aleaciones, es su baja maquinabilidad.

Por lo que el presente proyecto tiene como objetivo principal el diseño de un proceso de fabricación de una aleación que cumpla con los estándares requeridos para este tipo de aplicaciones manteniendo una maquinabilidad aceptable, para ser producidos por el proceso de fundición y maquinado tradicional para ajuste dimensional.

He aquí la importancia de utilizar aleaciones con un alto contenido de cromo, con una alta estabilidad térmica y elevados valores de dureza. Por lo tanto, la empresa DOMEX, la cual se encuentra en la ciudad de León en el estado de Guanajuato y que tiene más de 40 años fabricando este tipo de componentes mediante fundición y maquinado, ha intentado modificar la composición química para mejorar la resistencia de estos materiales y así soportar condiciones de trabajo más severas.

2. JUSTIFICACIÓN

Debido a los constantes avances tecnológicos, el aumento en los precios de los hidrocarburos y a las regulaciones ambientales, los diseñadores y fabricantes de vehículos se han visto en la necesidad de desarrollar materiales cada vez más resistentes, que soporten cargas de trabajo donde se aumente la relación de compresión en motores que operan a mayores revoluciones por minuto ó la utilización de turbo compresores para mejorar la eficiencia de combustible e incrementen su desempeño.

Así mismo, se sabe que el uso de combustibles como gas licuado de petróleo y gas natural comprimido crean un mayor desgaste en los componentes internos del motor, particularmente en los asientos de válvulas. Este tipo de combustibles alternos son cada vez más utilizados debido al alza en los precios de la gasolina.

Por tal motivo, los fabricantes de asientos de válvulas se han visto en la necesidad de sustituir a los asientos de hierro gris por aleaciones con mayor dureza, resistencia a la oxidación y al desgaste. Sin embargo, se sabe que el incremento en la dureza de las piezas reduce su maquinabilidad, lo que incrementa notablemente su costo de producción, debido a la necesidad de fabricarlos mediante metalurgia de polvos.

Por lo tanto, se tiene como objetivo, el desarrollo del proceso de obtención de diferentes aleaciones ferrosas con alto contenido de cromo para su utilización en asientos de válvulas de escape para motores de combustión interna que cumplan con un nivel de dureza aceptable para llevar a cabo su maquinado.

3. OBJETIVOS

3.1. Objetivo general.

El presente proyecto de investigación tiene como objetivo el desarrollo de un proceso de fabricación para diferentes aleaciones con alto contenido de cromo mediante fundición, que permita cumplir con las necesidades actuales y estas puedan ser fabricadas a nivel nacional.

3.2. Objetivos particulares.

- Desarrollar un proceso de fabricación para obtener barras huecas libres de defectos y con un buen acabado superficial.
- Fabricar una serie de aleaciones ferrosas con diferentes contenidos de cromo y carbono mediante fundición con un valor de dureza que permita su maquinado en condiciones de colada.
- Desarrollar un proceso de tratamiento térmico que permita un máximo endurecimiento de la aleación posterior al maquinado.

4. HIPÓTESIS

Se sabe que la adición de cromo en el hierro produce un incremento en su dureza mediante la formación de carburos del tipo M_7C_3 , además de mejorar su resistencia a la oxidación por la existencia de cierta cantidad de cromo disuelto en la matriz. Además se sabe que el volumen de carburos y por lo tanto la dureza de la aleación dependen del contenido de cromo y carbono en la aleación.

Por lo tanto, se cree que la variación en el contenido de estos elementos permitirá obtener una aleación con un valor de dureza aceptable para ser maquinado en condiciones de colada así como un máximo endurecimiento mediante tratamiento térmico, posterior al maquinado para proveer de un máximo desempeño y vida útil a las partes.

5. REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

5.1. Generalidades.

El uso del hierro blanco comenzó siglos atrás, las evidencias indican que fue usado en China en distintas armas e implementos agrícolas desde el año 400 a.C, sin embargo, quedó en desuso hasta los inicios del siglo XVIII.

Se le adjudica el descubrimiento del hierro blanco a Robert Ransome, el cual se dio como un accidente, en donde se derramó el metal caliente en el piso frío donde se estaba realizando la fundición, y al estar limpiando se percató de que tenía un aspecto blanco, al analizarlo, descubrió que este era mucho más duro que el hierro gris [7].

El hierro fundido, que es más antiguo, es el hierro blanco perlítico, el cual ha sido producido durante siglos, se caracteriza por tener una elevada dureza, causada por la presencia del carburo de hierro Fe_3C , conocido como cementita.

La fase cementita presenta una dureza de alrededor de 1000 HV. En las fundiciones, esta fase se encuentra altamente interconectada y se forma durante la reacción eutéctica $\text{L} \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ y en el caso de hierros fundidos hipereutécticos se da lugar a la formación de cementita proeutéctica conocida como carburo primario.

Durante el año de 1915, fue descubierto el hierro blanco alto cromo, tal descubrimiento fue hecho por Frederick Becket [3] en los laboratorios de Investigación en las Cataratas del Niagara de la Compañía Electro Metalurgia. Cuyo objetivo era desarrollar materiales nuevos para aceros de herramientas, teniendo como principal elemento de aleación el cromo. Becker se atribuyó el ser el primer investigador que descubrió y caracterizó el hierro blanco alto cromo, y en el año de 1916 en la patente U.S. 1,245,552 explicó las características y aplicaciones de esta aleación [3].

En los principios de la década de 1920 un hierro blanco que contiene alrededor del 25% al 30% cromo y alrededor de 2.5% a 3.0% de carbono fue desarrollado y producido por varias fundiciones para piezas de fundición expuestas a abrasión severa, o corrosión y abrasión combinadas. Se encontró que con estas proporciones se tenía mucha mejor resistencia a la abrasión que los hierros blancos sin alear o con bajo contenido de cromo que se usaban comúnmente en servicio abrasivo en ese momento [8]. En la siguiente tabla se muestra la composición de los hierros blancos [8]

Tabla 5.1 Composición de hierro blanco de acuerdo con Norman [8].

Elemento	C	Cr	Mn	Mo	Cu	Ni	Si	Fe
% Peso.	2.6-3.6	12-22	0.5-1.1	1-3	0.5-1.5	0.5-1.5	0.5-1.5	Bal

5.2. Propiedades de los hierros blancos.

Las propiedades de las aleaciones están correlacionadas con las fases presentes en su microestructura, el volumen de fases y de la morfología. La microestructura de la matriz en los hierros blancos está constituida por una variedad de fases, la cuales pueden ser ferrítica, perlítica, bainítica, austenítica, martensítica, o una combinación de estas. Con una microestructura controlada, obtenemos las propiedades mecánicas y al desgaste, donde se desea que los carburos tengan baja interconexión dentro de la matriz, con distribución uniformemente, para poder fomentar la formación de carburos del tipo M_7C_3 , los cuales tienen una dureza mayor que los tipo M_3C , por esta razón, se considera que el cromo es un elemento fundamental en estas aleaciones, además de presentar una interconexión menor [3].

5.3. Clasificación de los hierros blancos.

Los hierros blancos se clasifican de acuerdo a su microestructura y se dividen en 5 tipos, los cuales son:

1. Perlítico (FeC).
2. Hierros aleados al cromo-níquel o Ni-Cr (M_3C).
3. Hierros blancos aleados al cromo-níquel 4 (M_7C_3).
4. Especiales (M_xC_x)
5. Hierro alto cromo (M_7C_3) [3].

5.3.1. Hierros blancos perlíticos.

Estos son producidos mediante un enfriamiento rápido, formando una red de carburos resistentes a la abrasión. Estos carburos se forman debido a la naturaleza ambivalente del sistema Fe-C; obtenida con un enfriamiento rápido. Normalmente se requiere que el hierro

liquido sea solidificado contra una superficie fría, no obstante, se puede manipular mediante su composición. Si el hierro se enfría rápidamente en la solidificación, se da la formación de austenita y carburo de hierro en la reacción eutéctica. Esta mezcla eutéctica de austenita y cementita es conocida como ledeburita, la cual se puede transformar en una mezcla de perlita y cementita por debajo de los 727 °C [3].

5.3.2. Hierros blancos aleados al cromo-níquel o Ni-Cr.

Industrialmente, esta clase de hierros es conocida en inglés como Ni-Hard, la cual viene de la International Nickel Company (INCO) y este se refiere a un grupo de cuatro composiciones de hierro (Ni-Cr 1, 2, 3, y 4), donde se utiliza el níquel como elemento de aleación para el endurecimiento. Otra diferencia importante de este tipo de hierros es que para promover la formación de carburos metálicos se utiliza el Cr; conteniendo de un 1.4% a 2% de Cr [9]. La presencia de Cr estabiliza la reacción eutéctica y ayuda a la formación de carburos. Para obtener mejores propiedades contra el desgaste se prefiere un mayor contenido de Cr y Ni. Para estabilizar la fase de carburo se usa el Cr, Mo o Mn, el carburo formado es el de tipo M_3C , este es independiente del carburo Fe_3C , el cual es formado en la perlita durante la reacción eutéctica. Estos hierros tienen un costo bajo debido a su poco contenido de aleantes y a su capacidad de ser colados en distintas formas, asimismo tienen una alta dureza en condiciones de colada [10].

El resultado de la formación de martensita en vez de perlita en condiciones de colada, se debe a la presencia de 3-5% de Ni, lo que permite a la austenita alcanzar la temperatura de inicio de transformación a martensítica, y así evitar la formación de perlita. La microestructura de los hierros Ni-Cr contienen una mezcla de austenita retenida y martensita en su matriz esto se debe a que ninguna reacción de transformación es perfecta.

5.3.3. Hierros blancos aleados al cromo-níquel 4.

Se observó que al hacer variantes de la aleación el Ni-Cr, presenta baja tenacidad al impacto debido a su red de carburos interconectados, como un incremento de mínimo 7% de Cr y 1.8% de Si se obtiene el carburo M_7C_3 , este está menos interconectado en la matriz y tiene una mejor tenacidad, mayor dureza y resistencia a la abrasión, a diferencia del carburo M_3C el cual es el de la aleación Ni-Cr [3].

5.3.4. Hierros blancos especiales.

La principal distinción de estos hierros es su alto contenido de elementos aleantes y sus características de fundición inusuales. Dentro de este tipo de hierros podemos encontrar:

- Hierros ferríticos alto cromo.
- Hierros aleados con vanadio.
- Hierros aleados con niobio [3].

Los hierros ferríticos alto cromo contienen un 2% C y 30% de Cr. Son utilizados donde se requiere una alta resistencia a la corrosión y a la abrasión. La microestructura de estos, está compuesta por una matriz similar al acero inoxidable, pero la de estos hierros está rodeada por carburos duros M_7C_3 .

Los hierros aleados con vanadio están basados en el uso de V para obtener carburos eutécticos M_xC los cuales son resistentes a la abrasión dentro de sus matrices. Este tipo de hierros son un subconjunto de aceros para herramientas (cualquier material ferroso que contenga menos del 2% de C es llamado acero y no hierro). Los hierros aleados con vanadio presentan una excelente resistencia a la abrasión, esto se debe al carburo de vanadio [11].

Los hierros aleados con niobio tienen una elevada dureza esto se debe al carburo de niobio (NbC), pero presenta problemas al momento de su fabricación, esto se debe a que estos carburos se forman instantáneamente al ser adicionados en el metal líquido, alterando la fluidez del hierro al momento de ser vaciado en el molde. Así mismo la adición de Nb disminuye la templabilidad esto por el empobrecimiento de carbono de la matriz, por la formación de los carburos, propiciando que el material no obtenga la dureza deseada [12].

5.3.5. Hierro blanco alto cromo.

Los hierros blancos son clasificados dentro de los hierros de elevada aleación (ASTM A532 [13]). Estos están compuestos por hierro, carbono y cromo principalmente, estos presentan una alta templabilidad (facilidad para endurecerse mediante enfriamientos rápidos), esto se debe a los elementos aleados combinados como Mo, Ni y Cu. Estas son aleaciones hipoeutécticas [14], debido a que su contenido de carbono está entre un 2 y 4%. La estructura típica de colada está formada por una matriz dendrítica de austenita rodeada por carburos eutécticos de la forma M_7C_3 [15].

La presencia de carburos M_7C_3 , ya sea primarios o eutécticos, con cualquier matriz austenítica en condiciones de colada o matriz martensítica en condición de tratamiento térmico presentan una dureza alta y una excelente resistencia al desgaste [16].

Los hierros blancos alto cromo se pueden clasificar de acuerdo al porcentaje de cromo en la aleación, como lo ha realizado la *American Society for Testing and Materials* (ASTM); esta clasificación se muestra en la Tabla 5.1 [3].

Tabla 5.2 Clasificación de los hierros blancos alto cromo [13].

Elemento Aleación	%C	%Cr	%Mo	%Mn	%Si	%Ni	Dureza Brinell, HB ¹
Alto-Cr ASTM A532-IIA	2.4-2.8	12	0.5-1.0	0.5-1.5	1.0max	0.5 max	400-700 (Típico)
Alto-Cr ASTM A532-IIB	2.4-2.8	15	1.0-3.0	0.5-1.5	1.0 max	0.5 max	400-700 (Típico)
Alto-Cr ASTM A532-IIC	2.8-3.6	15	2.3-3.5	0.5-1.5	1.0 max	0.5 max	400-700 (Típico)
Alto-Cr ASTM A532-IID	2.0-2.6	20	1.5 max	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700 (Típico)
Alto-Cr ASTM A532-IIIE	2.6-3.2	20	1.0-2.0	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700 (Típico)
Alto-Cr ASTM A532-III A	2.3-3.0	25	1.5 max	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700 (Típico)

(1) La dureza varía dependiendo del tratamiento térmico.

5.4. Hierros blancos alto Cromo.

Los hierros con alto contenido de cromo han existido desde principios de la década de 1900, históricamente, fueron los primeros hierros aleados con resistencia a la abrasión en la producción comercial [3].

El contenido del cromo en la mayor parte de los hierros aleados es entre el 12 y el 30% , sin embargo la mayor parte de este elemento esta combinado con carbono, este viene en forma de carburos, por lo tanto el contenido de cromo disuelto en la matriz es muy poco. De acuerdo con Laird y col. [17], quienes calcularon el contenido de cromo en la matriz de hierro con 17% Cr y 3% C, obteniendo un resultado de 9.5% Cr.

Mello y col. [18] calcularon en la matriz de un hierro con 16.1% Cr y 3.26% C, obteniendo como resultado también 9.5% Cr. Del mismo modo Dogan y col. [19] en la matriz de hierro con 26% Cr 2.76% C obtuvieron un resultado de 16.2% Cr.

Por la excelente resistencia al desgaste, su costo bajo y su fácil producción, el hierro blanco con alto contenido de cromo es considerado una especie de material para soportar las condiciones de desgaste, esto se debe por la interacción ente la matriz y los carburos. Normalmente cuando hay carburos en la microestructura proporcionan dureza, aunque esta depende del tipo, del tamaño y su distribución. La matriz que los rodea puede ser desestabilizada e incrementar el volumen de martensita, y así se provee de un mayor soporte a los carburos, reduciendo la deformación y el agrietamiento [20].

Los hierros blancos con alto contenido de cromo tienen una muy buena resistencia a la abrasión y resistencia a la corrosión [3]. Estas propiedades se obtienen por la microestructura, ya que esta tiene una distribución de carburos M_7C_3 en una matriz austenítica [15].

5.5. Tipos de carburos en los hierros blancos alto Cr.

Los hierros blancos con alto contenido de cromo, presentan diferentes tipos de carburos, los cuales se describen a continuación:

5.5.1. M_3C .

Su % C es de 6.7 a 6.9, posee una dureza de 800-1000HV, tiene una densidad de 7.4-7.6 g/cm³, su estructura cristalina es ortorrómbica y se presenta en forma de placas. Su principal elemento de aleación es el Fe, aunque también presenta una gran solubilidad de Mn, con porcentajes mayores al 17 % el Cr puede ser disuelto en estos carburos, sin embargo el Mo, y el V entre otros, presentan poca solubilidad [3].

5.5.2. M_7C_3 .

Su % C es de 8.6-8.9, posee una dureza de 1000-1800HV, tiene una densidad de 6.6 a 6.9 g/cm³, su estructura cristalina es hexagonal, se presenta en forma de barras y agujas. Su

principal elemento de aleación es el Cr, su porcentaje debe de estar entre 24-50 %, puede llegar a contener porcentajes de Mo menores al 7 % y para el V menores que el 30 %, el Mn en estos carburos presenta una gran solubilidad [3].

5.5.3. $M_{23}C_6$

Su % C es de 5.3-5.7 %, posee una dureza de 1000HV, tiene una densidad de 7.2 a 7.7 g/cm³, su estructura cristalina FCC compleja, se presenta en forma de rodillos y agujas. Tiene un comportamiento similar a M_7C_3 y al M_3C , tanto para el W, Mo y V tiene que ser menos que el 10 % [3].

5.5.4. Mo_2C .

Su % C es de 5.9%, presenta una dureza de 1500-1800HV, posee una densidad de 9.1 g/cm³, su estructura cristalina es ortorrómbica y se presenta en forma de rodillos. Este carburo aparece en las fronteras de grano de la austenita en los hierros con gran porcentaje de Mo. Se asume como un carburo puro, ya que no se ha reportado la presencia de otro elemento en este carburo [3].

5.5.5. MC (VC).

Su % C es de 17 a 20 %, presenta una dureza de 2000-3000HV, posee una densidad de 5.6-7.0 g/cm³, su estructura cristalina es FCC compleja y se presenta en forma de agujas y bloques. Este eutéctico aparece en aleaciones mayores a 4.5 % menor a esto se reparte en la familia de carburos M_xC_x y la matriz. El carburo de vanadio es de los menos entendidos [3].

5.5.6. NbC.

Su % C es de 11 %, presenta una dureza de 2000-2500HV, posee una densidad de 7.8 g/cm³, su estructura cristalina es FCC compleja, se presenta en forma de coral o pétalo. Este carburo tiene poca solubilidad de otros elementos en su estructura cristalina [3].

5.5.7. TiC.

Su %C es de 20%, presenta una dureza de 2000-3100HV, posee una densidad de 4.9 g/cm³, su estructura cristalina es FCC compleja, se presenta en forma de bloque. Este carburo no se mezcla con otros elementos ya que es un carburo duro [3].

5.6. Solidificación de los hierros blancos alto Cr

La aleación de los hierros blancos con alto contenido de Cr se basa en el sistema ternario Fe-Cr-C. Uno de los principales investigadores en estudiar sistemáticamente fue Jackson [21]

quien elaboro su diagrama tridimensional del sistema metaestable Fe-Cr-C se muestra en la Figura 5.1.

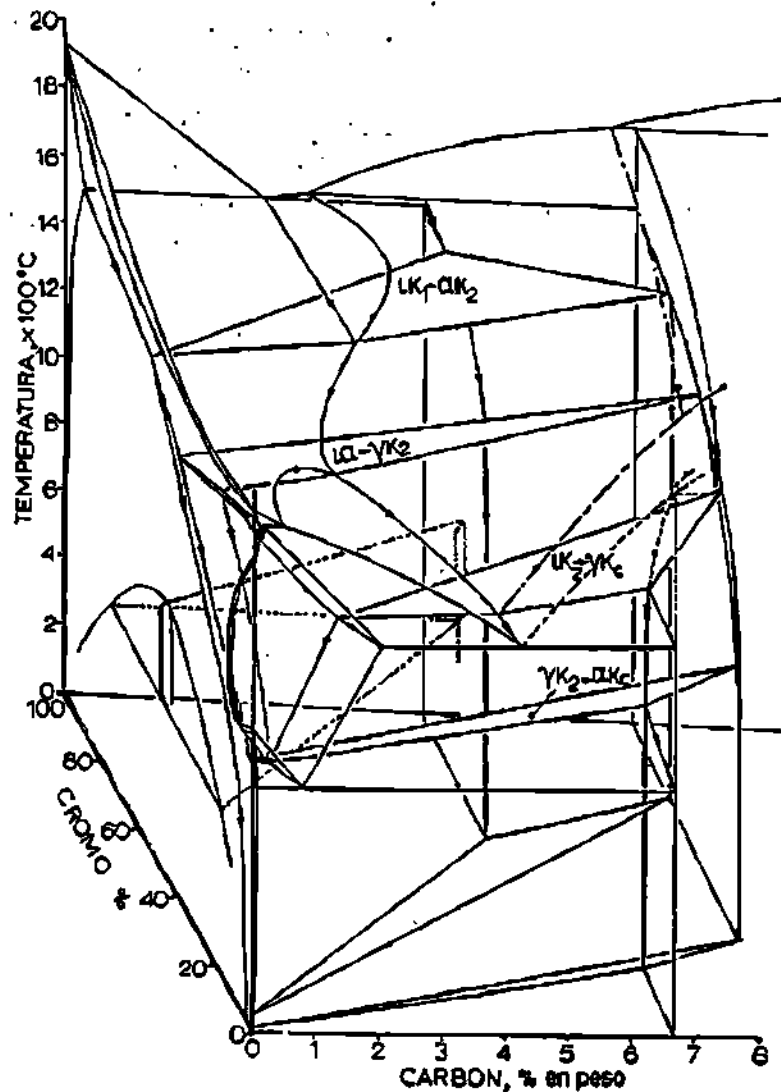


Figura 5.1 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C [21].

Los contenidos de Cr y de C son los que describen la solidificación en los hierros blancos con alto contenido de Cr, siendo el sistema ternario Fe-Cr-C el utilizado para poder describir las primeras etapas de solidificación de este tipo de aleaciones. La mayoría de las aleaciones comerciales de hierro blanco con alto contenido de Cr se basan en este diagrama, su composición generalmente es de 1.8 a 3.5% C y 12 a 30% de Cr, por su contenido de C este

tipo de aleaciones son consideradas hipoeutéticas. Su proceso de solidificación comienza con la formación de dendritas primarias de austenita, estas al crecer rechazan al carbono hacia las zonas interdendríticas, conforme la solidificación avanza, la temperatura disminuye, el líquido remanente se va enriqueciendo de carbono hasta alcanzar la composición eutética. La austenita se forma durante la solidificación pero a temperatura ambiente no es estable. En condiciones de colada normalmente se obtiene matriz de austenita metaestable. Acorde con Pearce [22] se obtiene a temperatura ambiente una matriz completamente austenítica cuando:

- a. La temperatura inicial de transformación martensítica M_s es por debajo de la temperatura ambiente.
- b. Se adicionaron suficientes elementos de aleación y se evita la formación de perlita durante su enfriamiento.
- c. Se produce un enfriamiento suficientemente rápido y se evita la precipitación de carburos, si esta ocurriera disminuiría el contenido de aleantes disueltos en la matriz, lo que eleva la temperatura M_s .

La temperatura de inicio de la transformación martensítica M_s está ligeramente por arriba de la temperatura ambiente, en cambio la temperatura de término de la transformación martensítica M_f está por debajo de la temperatura ambiente, produciendo así, algo de transformación durante el enfriamiento, teniendo martensita presente en una matriz predominante austenítica en condiciones de colada [22].

Da Li y col..[23] calcularon un diagrama de equilibrio para una aleación C-2,0%, Cr-15%, Mo-0,20%, Ni-1,0% que se muestra en la Figura 5.2, en el cual se puede observar la temperatura eutética cercana al 3.6% C, cuando la temperatura se disminuye a 1290 °C se comienza la formación de la estructura dendrita de austenita primaria. El contenido de carbono en la fase líquida se acercó a la composición eutética.

La reacción eutética $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ comienza a ocurrir cuando la temperatura comienza a reducirse a 1245 °C, en el diagrama existen dos fases en el rango de temperatura de 735 °C a 1210 °C, las cuales son la austenita y el carburo M_7C_3 . Cuando la temperatura se reduce a 735 °C ocurre la reacción eutectoide $\gamma \rightarrow P (\alpha + M_7C_3)$. Esta reacción termina cuando la temperatura se reduce a 700 °C [23].

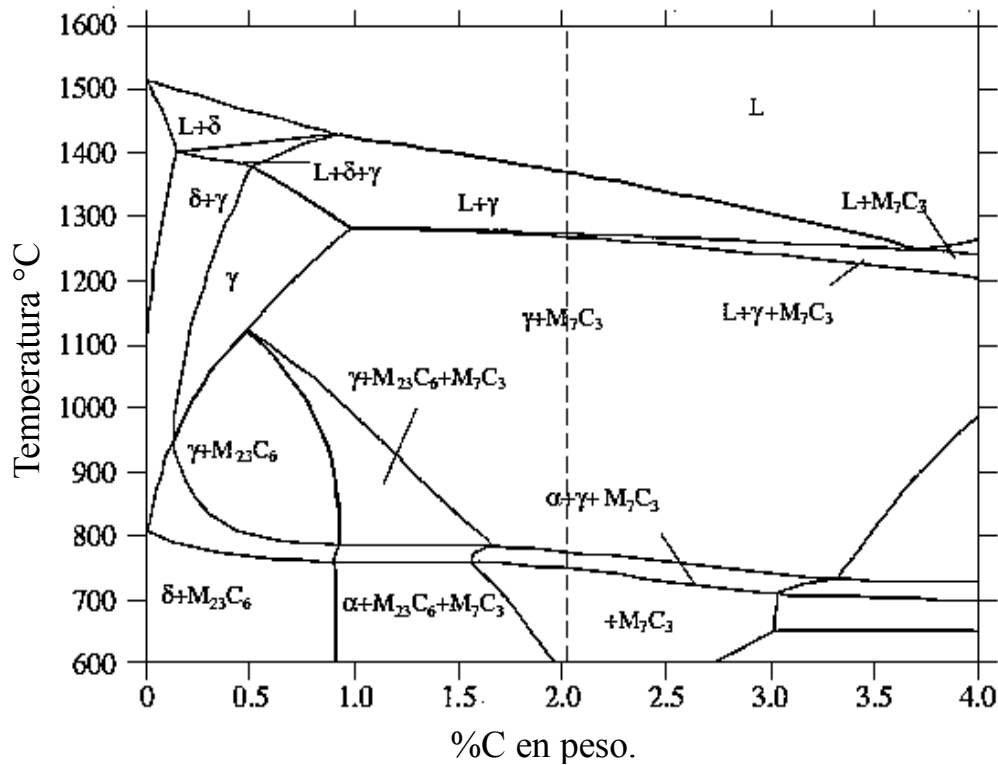


Figura 5.2 Diagrama de fase de equilibrio de aleación 15%Cr, 0,20%Mo, 1,0%Ni, 0-4%C [23].

5.7. Elementos aleantes.

La adición de elementos aleantes son necesarios para poder alcanzar una templabilidad idónea, en especial en las zonas gruesas [24]. Generalmente los elementos más usados son el molibdeno, níquel, manganeso y cobre. Podrían presentar problemas si las cantidades de los elementos aleantes no son las idóneas:

- La presencia de perlita por una sub-aleación, la cual es una falta de adición de aleantes.
- Obtener una estructura austenítica sobre estabilizada debido a una sobre-aleación, la cual se debe a una excesiva adición de elementos aleantes y aumenta el costo [25].

5.7.1. Carbono.

Con el aumento del carbono (2-4%), varía la forma y así mismo la cantidad de los carburos $M_{23}C_6$, M_7C_3 , de la misma manera que las fases que se lograron formar en la microestructura

(austenita y martensita). En las aleaciones de hierro fundido con alto contenido de cromo su dureza aumenta con el contenido de carburo eutéctico, primario y secundario [26].

5.7.2. Cromo.

El cromo previene la formación de grafito durante la solidificación y asegura la estabilidad de la fase carburo en las fundiciones blancas de alta aleación [27]. Altos contenidos de cromo durante la solidificación conduce a la formación de una gran fracción de volumen de carburos eutécticos M_7C_3 , los cuales se pueden asociar o no con carburos primarios en la estructura dendrítica austenítica/martensítica heterogénea [28].

5.7.3. Silicio.

Al adicionar Si en los hierros blancos con alto Cr se mejora la fluidez y se puede obtener un grano más fino y con una mejor resistencia. Esta adición no debe sobrepasar el 1% de Si, ya que la estructura de la matriz del hierro puede volverse parcialmente ferrítica, y puede promover la transformación a perlita durante el tratamiento térmico, con ello disminuir su templabilidad, ya que produce una reducción en la solubilidad de carbono en la matriz [3, 17].

La adición de silicio promueve la transformación de austenita a martensita cuando este es agregado por debajo del 4% en el hierro blanco alto Cr. En cambio, por arriba del 4% en peso se conduce a la formación de una matriz de ferrita y perlita en el molde, ya que el silicio es un elemento formador de ferrita en aleaciones ferrosas. Asimismo, se produce un aumento en la microdureza en la matriz en condiciones de colada, pero esto no ocurre cuando se realiza un tratamiento térmico. Si el contenido de silicio aumenta la dureza disminuye [29, 30].

5.7.4. Molibdeno.

Las adiciones de molibdeno es entre 0.5 y 3.5%, sin embargo no simboliza una ventaja cuando las adiciones tienen más del 1% [19]. Con el molibdeno podemos disminuir la perlita y mejorar la templabilidad [18, 31, 32] durante el enfriamiento el molibdeno ayuda a reprimir la precipitación de carburos secundarios.

El molibdeno tiene una afinidad con otros elementos como lo son el níquel y el cobre, estos elementos son más eficientes en conjunto con el molibdeno para evitar la formación de la perlita [18, 31, 33].

5.7.5. Níquel.

El Ni, Cu y el Mn comúnmente se adicionan en contenidos hasta el 2% para aumentar la templabilidad e inhibir la formación de perlita. Tanto el Ni como el Cu son encontrados exclusivamente de las regiones de la matriz [3, 34].

5.7.6. Tungsteno.

El tungsteno es un fuerte formador de carburo [3]. Resultados experimentales señalaron que el tungsteno se distribuye uniformemente en la matriz y los carburos. Los carburos se componen de WC_{1-x} , $W_6C_{2.54}$, W_3C y W_2C . Con el contenido de W, se obtiene un aumento de la dureza aparente y la microdureza de la matriz; asimismo se mejora la resistencia al impacto y al desgaste [20].

Se ha reportado que en condiciones de colada, por debajo del 4% de W se encontraba disuelto en la matriz y así mismo en el carburo eutéctico M_7C ; para los que tenían alrededor del 4%, se encontró formado el carburo M_2C junto con Mo, para los que contienen por arriba del 4%, se encontró el carburo W_6C . Con la adición de W se mejora la resistencia al desgaste por abrasión, tanto como para las condiciones de colada como las tratadas térmicamente [35].

5.8. Tratamientos térmicos

Cuando se calienta una pieza de hierro puro desde la temperatura ambiente hasta su punto de fusión, sufre transformaciones cristalinas. Cuando el hierro puro sufre alguna modificación ese debe a que se está proporcionando calor, la muestra es calentada a un ritmo constante y este aumento de temperatura se detiene cuando empieza la transformación, durante la transformación la temperatura se mantiene constante hasta que dicha transformación sea completada [36].

Los tratamientos térmicos de temple y revenido convencionales se han aplicado durante mucho tiempo para producir buenas combinaciones de resistencia y tenacidad a partir de la estructura martensítica [37]. Al ser difícil el modificar la forma del carburo eutéctico [16], un procedimiento para mejorar la tenacidad del hierro blanco es alterar su matriz. Se ha reportado que la matriz es una parte fundamental para la resistencia a la fractura de los hierros fundidos blancos [38].

La universidad de Queensland tuvo como objetivo mejorar la tenacidad a la fractura de los hierros fundidos blancos mediante la modificación de la aleación y el tratamiento térmico[39], esto se llevaría a cabo reduciendo el contenido de carbono y con un tratamiento térmico. Los hierros blancos fundidos con alto contenido de cromo y la aleación que fue reducida de carbono tienen una microestructura parecida, la cual consta de dendritas primarias y un eutéctico continuo.

En condiciones de fundición, las dendritas permanecen completamente austeníticas a temperatura ambiente. El microconstituyente eutéctico es una red continua de carburo rica en cromo y austenita eutéctica que se ha transformado parcialmente en martensita en el enfriamiento. Para aumentar la dureza, es normal realizar un tratamiento térmico a temperaturas alrededor de 1000 °C. Bajo estas temperaturas, los carburos ricos en cromo precipitan de la austenita en las dendritas. Esto desestabiliza la austenita de modo que, al enfriarse posteriormente, se transforma total o parcialmente en martensita [39].

Amorim y col [40] establecieron algunos parámetros de tratamiento térmico necesarios para hierros fundidos blancos con alto contenido de cromo con alta dureza para garantizar una maquinabilidad razonable del material. Mostrando que el proceso recomendado para el tratamiento de recocido suave, consiste en un desestabilizador en el dominio austenítico seguido de una descomposición isotérmica de la austenita en el dominio ferrítico.

Santos y col [41] caracterizaron hierros blancos con alto contenido de cromo mostrando la eficacia de los tratamientos térmicos de ablandamiento en este tipo de hierros y evaluaron la influencia del estado del hierro directo de colado el cual presenta una matriz austenítica contra el hierro recocido el cual tiene una matriz perlita.

Bedolla-Jacuinde y col.[42] analizaron la precipitación de carburos secundarios durante posterior al tratamiento térmico de desestabilización de un hierro blanco al 17%Cr, siendo estos comparados con el hierro directo de colada, los tratamientos térmicos fueron realizados a 900, 1000 y 1150 ° C durante 5 min y 8 h.

Laird y Powell [43] describieron las reacciones que ocurren en la desestabilización, donde γ^* es austenita de contenido de aleación más bajo que el de la austenita principal γ .



De acuerdo a la composición y a la temperatura de desestabilización es el tipo de carburos secundarios que se formaran, posteriormente del tratamiento se obtendrá una matriz martensítica principalmente, la cual tendrá hasta 35% de austenita residual en la matriz [43-45].

5.9. PROCAST

PROCAST es un programa de cómputo para simular procesos de fundición y analizar su comportamiento de llenado, de solidificación y predicción de porosidad, puede ser usado en fundición por presión, gravedad, con corazones de arena, colada continua, cera perdida, entre otros, esto se debe su tecnología de elementos finitos. PROCAST incluye lector de geometría CAD, manipulación, librería de materiales, malleo con el algoritmo tetraedro. Además un solver térmico para predecir flujo el molde con lo que se puede estimar la permeabilidad de los de corazones, medir turbulencia y erosión en arena, oxidación, etc, Así como un solver para concentración de esfuerzos para estimar comportamientos mecánicos, fatiga, etc. Ofrece una solución completa para todo tipo de procesos incluyendo fundición continua y semicontinua, es posible estimar condiciones de inicio y final del proceso, así como sus condiciones en estado normal. Es posible determinar la temperatura en cualquier instante del proceso y encontrar las zonas frías para poder hacer mejores predicciones incluyendo llenado, solidificación, diseño de molde [46].

5.10. Sistema de alimentación

El sistema de alimentación es el conducto que lleva el metal liquido a las cavidades del molde, este esta constituido por una copa de vaciado, la cual comunica al canal de bajada o conducto vertical con el canal por el cual fluye el metal Su proposito es colocar el metal dentro de las cavidades. Este se divide en 6 partes las cuales son:

- Cuenca de vertido escalonada compensada.
- Bebedero
- Union bebedero/corredor
- Corredor
- Puertas
- Alimentación a traves de alimentadores [47].

5.11. Mazarotas

La formación de porosidad por contracción se ve afecta por el comportamiento de contracción de la aleación y las condiciones de alimentación durante la contracción. Gran parte de las aleaciones suelen contraerse durante la solidificación, y generalmente esto ocasiona porosidad en las piezas, y esta porosidad se presenta más si no se alimenta la contracción durante la solidificación [48].

Las mazarotas tienen como función alimentar el metal liquido durante la solidificación, su principal objetivo, de estas es compensar la contracción por la solidificación. Estas generalmente son separadas de la pieza fundida y son refundidas posteriormente.

La porosidad por gas generalmente es causada por el contacto de los gases durante la colada y la solidificación, esta porosidad se produce cuando la concentración de gas en el metal es superior que la solubilidad, la formación de esta durante la fundición varia entre metal y metal. En el caso de los hierros fundidos los principales gases que causan la porosidad son CO, H₂ y N₂ [48].

6. DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describen las etapas para el desarrollo del presente proyecto, como es diseño, fabricación y caracterización de las aleaciones estudiadas.

6.1. Diseño de las barras huecas.

El diseño de las barras se llevó a cabo de acuerdo con las especificaciones proporcionadas por la empresa DOMEX, mediante el software SolidWorks®. La Figura 6.1 muestra el diseño de las barras cuyo diámetro es muy cercano al utilizado en válvulas de escape más comunes en motores de alto desempeño.

Estas barras son posteriormente maquinadas a dimensiones finales y cortadas para obtener anillos los cuales hacen la función de asiento para las válvulas de escape.

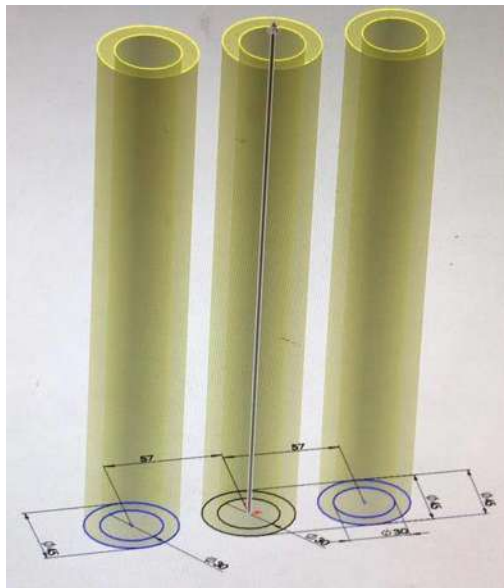


Figura 6.1 Diseño en software SolidWorks® de las barras con dimensiones en cm.

6.2. Elaboración del modelo.

La Figura 6.2 muestra una fotografía del diseño utilizado para la impresión del modelo.

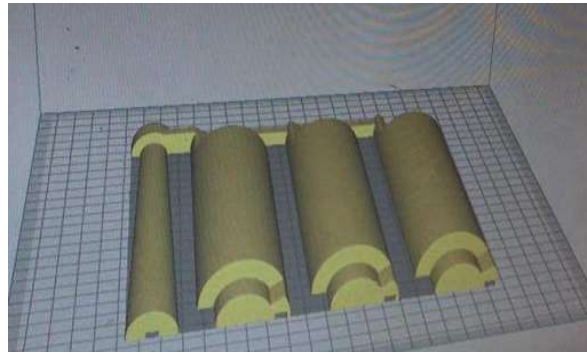


Figura 6.2 Diseño del modelo utilizado para la impresión 3D del modelo en el software CURA®.

Para la fabricación del modelo fue necesario diseñar el sistema de alimentación y la adición de mazarotas lo cual se detalla en la parte de resultados ya que la optimización de este diseño es parte del desarrollo de este trabajo, en el cual se evaluaron diferentes sistemas.

Una vez realizado el diseño, el modelo fue impreso en 3D utilizando un polímero conocido como PLA (alcohol poliláctico).

6.3. Proceso de simulación.

El proceso de simulación se realizó con el uso del software PROCAST®, tomando como base el diseño realizado con el software SolidWorks de las barras, exportado en formato IGES. Para realizar la simulación se especificaron las condiciones iniciales y de frontera tales como temperaturas de vaciado, velocidad de vaciado entre otros parámetros, así como las propiedades térmicas de los materiales utilizados. El diseño de las barras y su sistema de alimentación se muestra en la Figura 6.14.

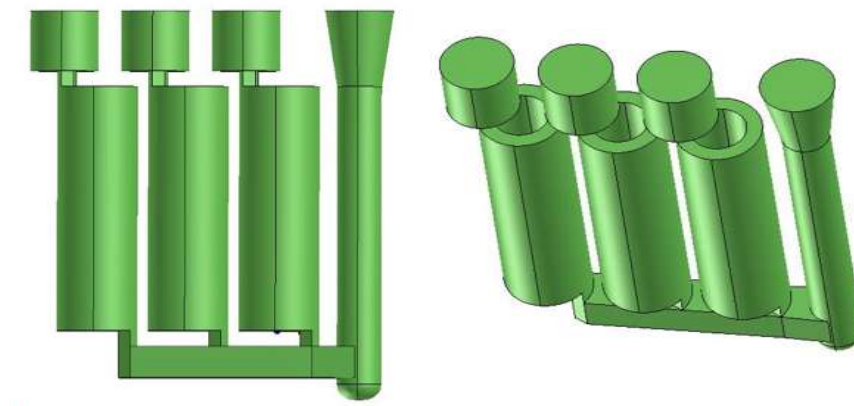


Figura 6.3 Diseño de las barras y su sistema de alimentación antes del mallado.

6.4. Elaboración del molde.

Los moldes fueron fabricados con arena de sílica con una granulometría 50-60 (Figura 6.3a) y resinas autofraguantes del sistema PEP-SET (Figura 6.3b), con una relación componente A-B, 55-45, correspondiente al 1.8% del peso de la arena y 3% de catalizador con base en el peso del componente A.



Figura 6.4 a) Arena de sílica, b) Resinas autofraguantes y catalizador, utilizados para la fabricación de los moldes.

6.5. Elaboración de los corazones.

Para la elaboración de los corazones, se diseñó y fabricó una corazonera mediante impresión 3D, para asegurar el correcto de los corazones con el molde. El diseño de la corazonera consistió en un modelo con 4 cavidades (Figura 6.4a) de 2.7 cm de diámetro y 17 cm de altura (Figura 6.4b y Figura 6.4c), los cuales una vez obtenidos los corazones se recubrieron con pintura de óxido de zirconia (ZrSiO_4).

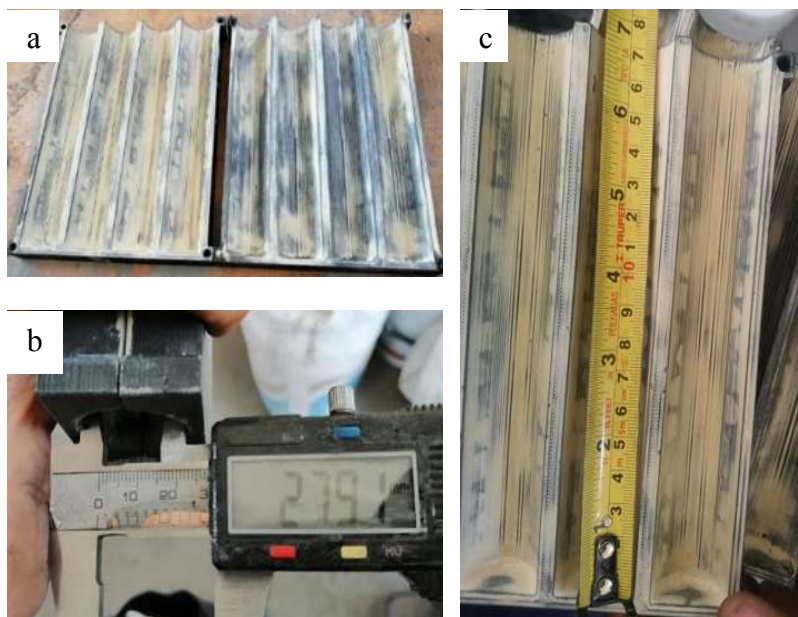


Figura 6.5 Corazonera impresa 3D. a) Corazonera abierta, b) Medida del diámetro interno.
c) Altura en cm.

6.6. Fabricación del material.

El material para las barras fue obtenido mediante el proceso de fundición en un horno de inducción, con capacidad de 30 kg (Figura 6.5a), en el cual se fundió la aleación base (acero) y las ferroaleaciones (Figura 6.5b). Antes de proceder al vaciado, se realizó el proceso de desoxidación con 0.06% en peso de aluminio. Posteriormente, se realizó el vaciado a una temperatura de alrededor de 1500 °C para asegurar una buena fluidez y llenado completo del molde.

Se fabricaron 3 diferentes aleaciones cuya composición nominal se muestra en la Tabla 6.1.

Tabla 6.1 Composición nominal de las aleaciones.

Elemento	C	Cr	Si	Ni	Mn	Mo	Fe
% en Peso	1	17	1	1	0.7	0.90	Bal.

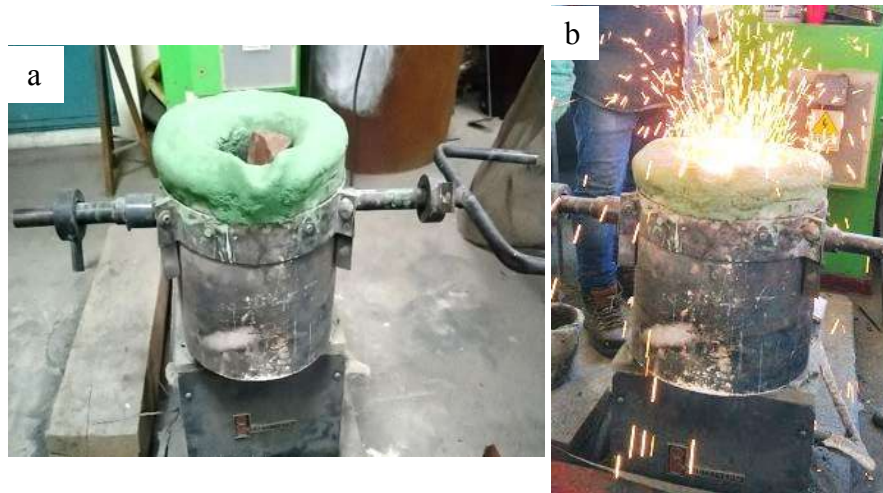


Figura 6.6 a) Horno de inducción de 30 Kg con cargado, b) Horno de inducción realizando la fusión.

6.7. Seccionamiento de las barras.

Las barras fueron seccionadas con una pulidora de mano de la marca DeWalt del modelo DWe402N, con un disco abrasivo. Una vez seccionadas las barras fueron maquinadas para obtener anillos de 4mm de espesor con un diámetro interno de 30 mm y un diámetro externo de 42 mm de las cuales se obtuvieron pequeños fragmentos (Figura 6.6) para la caracterización mediante microscopía óptica y electrónica.



Figura 6.7 Piezas seccionadas.

6.8. Tratamiento térmico.

El tratamiento térmico se realizó en una mufla de calentamiento de resistencias eléctricas de la marca Carbolite™ (Figura 6.7) en atmósfera de aire. El tratamiento de recocido para incrementar la maquinabilidad en las aleaciones con mayor contenido de carbono (aleación 1 y 2) consistió en un calentamiento hasta una temperatura de 800°C durante 7 horas y posteriormente fueron enfriadas al aire.



Figura 6.8 Horno eléctrico marca Carbolite™

En el caso de la aleación 3, esta fue sometida a un tratamiento de temple que consistió en un calentamiento constante a una temperatura de 1050 °C con una velocidad de calentamiento de 10 °C/min y un tiempo de permanencia de 10 min, para posteriormente ser enfriadas al aire.

6.9. Preparación metalográfica.

Para una mejor preparación metalográfica de las muestras, se optó por montarlas en baquelita (Figura 6.8d), la cual es un polvo conductor termoestable fenólico relleno de grafito y mineral de la marca Buehler® (Figura 6.8a y Figura 6.8b), el montaje de las piezas se realizó con una prensa de montaje de la marca Buehler® del modelo SimpliMet MOUNTING PRESS (Figura 6.8c)



Figura 6.9 a) Frasco de baquelita conductora, b) Instrucciones de uso de la baquelita, c) Prensa de montaje de la marca Buehler, d) Muestras montadas en la baquelita.

Posteriormente las muestras obtenidas de las diferentes aleaciones fueron preparadas metalográficamente utilizando una pulidora de la marca Buehler, modelo MetaServ 250 (Figura 6.9) con papel abrasivo de carburo de silicio de grados 80 , 120 , 240 , 320 , 400 , 600 , 1000 , 1500 y 2000. Posteriormente fueron sometidas a un pulido fino con suspensión de diamante de 6 y 1 μm sobre un paño de nylon (Figura 6.10), para posteriormente ser atacadas con el reactivo Villela (Figura 6.11a) para revelar la microestructura el cual está compuesto por 5 ml de HCL y 1 g de ácido pícrico en 100 ml de etanol, el cual se realizó por un tiempo de 8 segundos (Figura 6.11b), posteriormente fueron lavadas con agua y alcohol, siendo secadas con la ayuda de una pistola secadora (Figura 6.11c).



Figura 6.10 Pulidora metalográfica Buheler modelo MetaServ 250



Figura 6.11 Pulido con pasta de diamante de 1 μm .



Figura 6.12 a) Reactivo Villela, b) Muestras siendo atacadas con el reactivo Villela, c) Secado de las muestras después de ser lavadas con agua y alcohol.

Caracterización

La caracterización de las muestras en condiciones de colada y las tratadas térmicamente se realizó mediante el uso de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB). La MO se realizará en un microscopio NIKON EPIPHOT 300 (Figura 6.12), utilizando 50X, 100X, 200X, 500X y 1000X de magnificación.



Figura 6.13 Microscopio marca NIKON modelo EPIPHOT 300.

En el caso de la MEB, se realizó en un microscopio de la marca JEOL modelo 7600 (Figura 6.13), en el cual también se obtuvieron mapeos y análisis químicos por medio de espectroscopia de energía dispersiva (EDS) además de observar la microestructura por medio de electrones retrodispersados para obtener un mayor contraste.



Figura 6.14 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.

6.10 Dureza y pruebas en planta.

Las pruebas a las diferentes aleaciones consistieron en la medición de la dureza, las cuales se realizaron en un durómetro en la escala Rockwell C (Figura 6.15).

Las pruebas en planta consistieron en la evaluación de la maquinabilidad y prueba de montaje a presión.



Figura 6.15 Durómetro para medición de dureza en la escala Rockwell C.

7. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

7.1. Diseño y simulación del proceso fundición.

7.1.1. Diseño.

Para la obtención del modelo, se elaboró el diseño de las barras huecas junto con el sistema de alimentación y las guías para los en un mismo modelo para generar los huecos necesarios. Para esto fue necesario modificar el diseño de la pieza y considerar el espacio que será ocupado por corazones para evitar la entrada de material dentro de las barras y facilitar el proceso de moldeo. Además, se realizó el diseño de las mazarotas, mediante el programa de SolidWorks®, donde se utilizaron las siguientes medidas para las barras y las guías para los corazones una altura de 17.5 cm, 4.5 cm de radio, mientras para las mazarotas una altura de 3.8 cm y 3.8 cm de radio. Para el sistema de alimentación se eligió una forma cónica de altura de 23.7 cm, un radio superior de 3.8 cm y uno inferior de 2.5 cm, para posteriormente ser impresos con una impresora 3D.

Se experimentó con dos diseños, donde se varió la manera en que se alimentaron con metal líquido. En el primer diseño, las barras estaban orientadas de forma horizontal (Figura 7.1a) y el segundo, las barras fueron orientadas de forma vertical (Figura 7.1b), esto con la finalidad de analizar el efecto de la altura de vaciado sobre el grado de porosidad y la relación metal/arena.

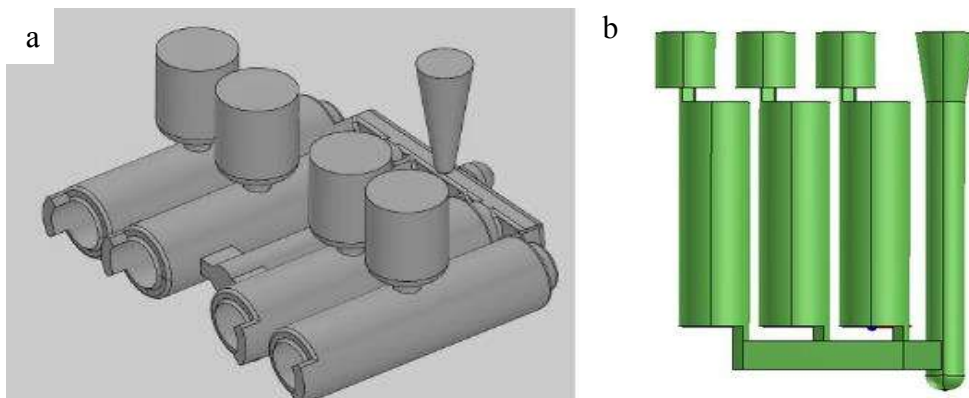


Figura 7.1 Diseños de los moldes para la fabricación de las barras, a) Barras orientadas en forma horizontal, b) Barras orientadas en forma vertical.

Para el caso del molde que se diseñó de manera horizontal (Figura 7.1b), la altura de vaciado es más corta lo que disminuye la turbulencia del metal fundido, así como la velocidad máxima alcanzada antes del impacto, la cual se rige por la siguiente relación Ec.2 corresponde a

$$v = \sqrt{2gh} \quad \text{Ec.2}$$

Donde g y h son las variables corresponden a la aceleración de la gravedad y a la altura desde las de la cuchara de vaciado al punto de impacto respectivamente. Sin embargo, este diseño tiene la desventaja de que requiere de una mayor relación arena/metal, ya que los moldes no pueden apilarse unos con otros, para aprovechar ambas caras del molde. Además, la posición horizontal del corazón dificulta ligeramente la extracción de gases, para el caso de un llenado incompleto, la pieza no puede ser aprovechada y el material deberá de ser refundido.

En el caso del molde orientado de forma vertical (Figura 7.1a), la velocidad máxima alcanzada en el punto de impacto es mayor, sin embargo, en caso de arrastre de arena y escoria, estas flotan a la superficie debido a su menor densidad, quedando en la parte superior de la barra que posteriormente se secciona. Además este diseño mejora la relación arena/metal debido a que una misma parte del molde forma parte del molde vecino como se mostrará posteriormente en los resultados del proceso de moldeo.

7.1.2. Simulación.

La simulación del proceso de vaciado se realizó mediante el uso del software PROCAST®. Este diseño corresponde al diseño de la pieza original, sin considerar los corazones como parte del modelo. Para realizar la simulación, primeramente, se generó un malla triangular de la pieza junto con el molde que soportara el material (Figura 7.2a y Figura 7.2b), el cual define el tamaño de elemento a resolver para las ecuaciones de transferencia de masa, momento y energía. A menor tamaño de elemento, se obtiene una mayor precisión en las predicciones de las diferentes variables, pero esto incrementa considerablemente el tiempo necesario para el cálculo. Por tal motivo se utilizó un tamaño de elemento de 5 mm para la pieza y 10 mm para el molde (Figura 7.2c), ya que la pieza es la parte de interés para el análisis, esto durante el vaciado y posterior enfriamiento (Figura 7.2b).

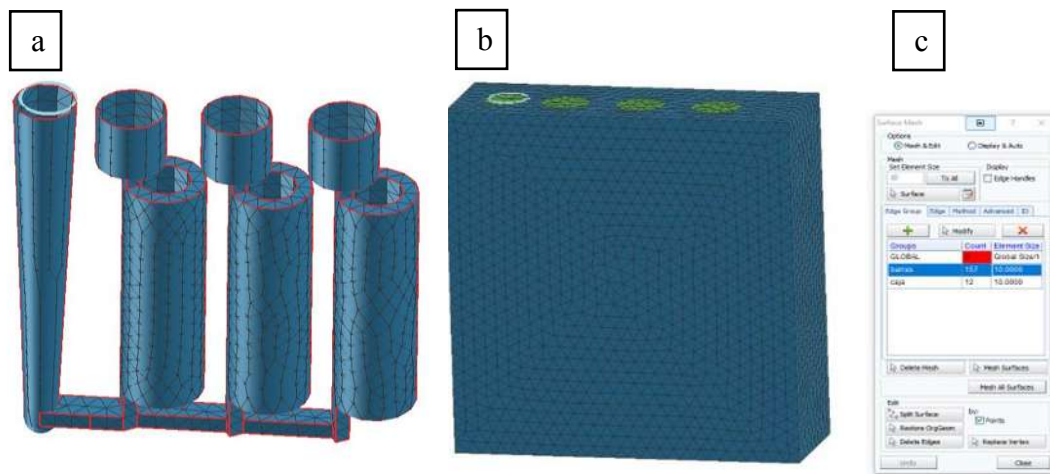


Figura 7.2 Mayado del modelo en el software ProCAST®. a) Mallado de la pieza con alimentador, b) del molde de arena. y c) Parámetros del mallado.

Posterior al mallado, se establecieron las condiciones iniciales a las cuales se encuentran tanto el molde como el metal líquido antes de ser vaciado, las cuales corresponden a una temperatura inicial de 1400 °C para el acero líquido y 30 °C para el molde de arena. En el caso del metal se seleccionó un hierro con elevado contenido de cromo de composición %C, %Cr, %Ni, %Si en peso. En el caso del molde se eligió arena sílica endurecida con resina autofraguante como se muestra en la Figura 7.3.

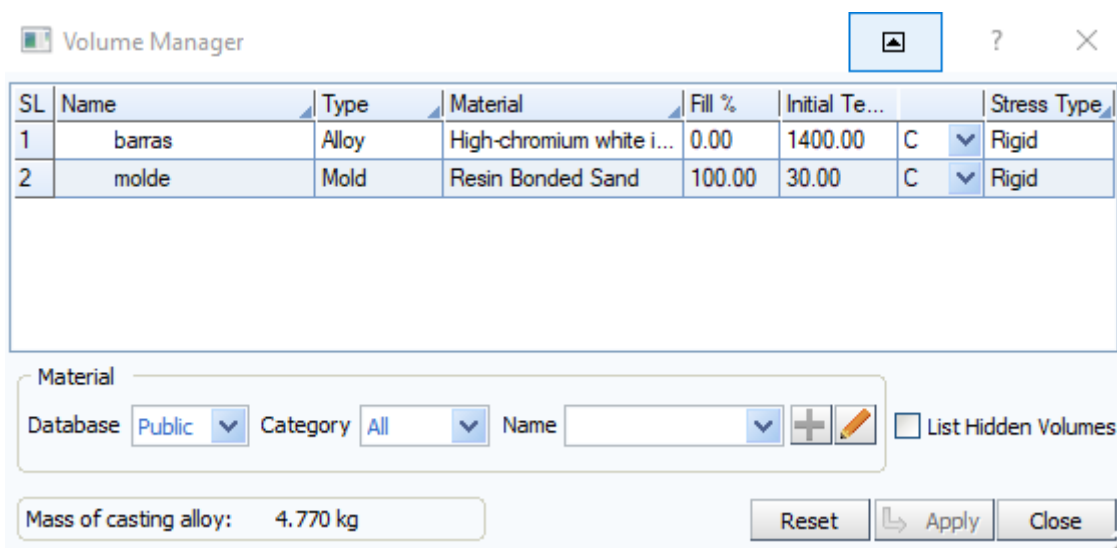


Figura 7.3 Parámetros de las ccondiciones iniciales.

Las condiciones de frontera se muestran en la Figura 7.4, donde se establece un coeficiente de transferencia de calor entre el molde y el metal de $400 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$. Se estableció un flujo másico de 2 kg/s para el llenado de la pieza, con un diámetro del chorro de metal líquido (inlet) de 10 cm , que corresponde a un área de 314.16 cm^2 .

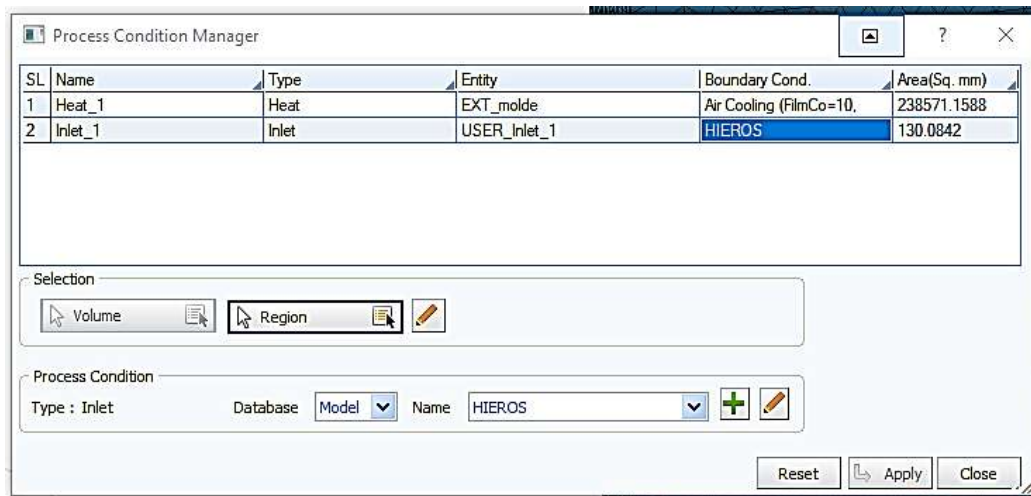


Figura 7.4 Condiciones entre las interfaces del modelo.

Los parámetros y modelos activados fueron el modelo para el flujo del fluido en vaciado por gravedad, transferencia de calor, porosidad por contracción. Se eligió una velocidad final para el proceso de simulación (TSTOP) de 700°C ya que a esta temperatura la solidificación ha terminado por completo y se ha dado lugar a todas las transformaciones de fase (Figura 7.5).

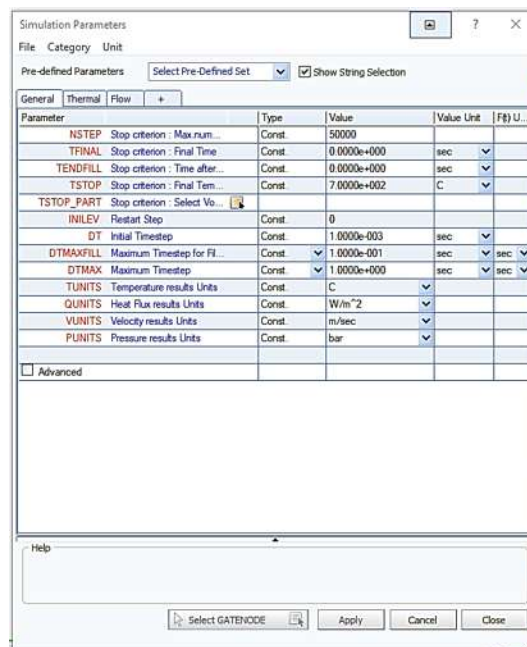


Figura 7.5 Parámetros de la simulación.

La Figura 7.6a muestra como el metal fluyó correctamente llenando por completo la cavidad del molde, se observa también la secuencia de enriamiento en las Figuras 7.6a, 7.6b, 7.6c y 7.6d, se muestra cómo va disminuyendo la temperatura con el tiempo y la distancia debido a la transferencia de calor a los alrededores.

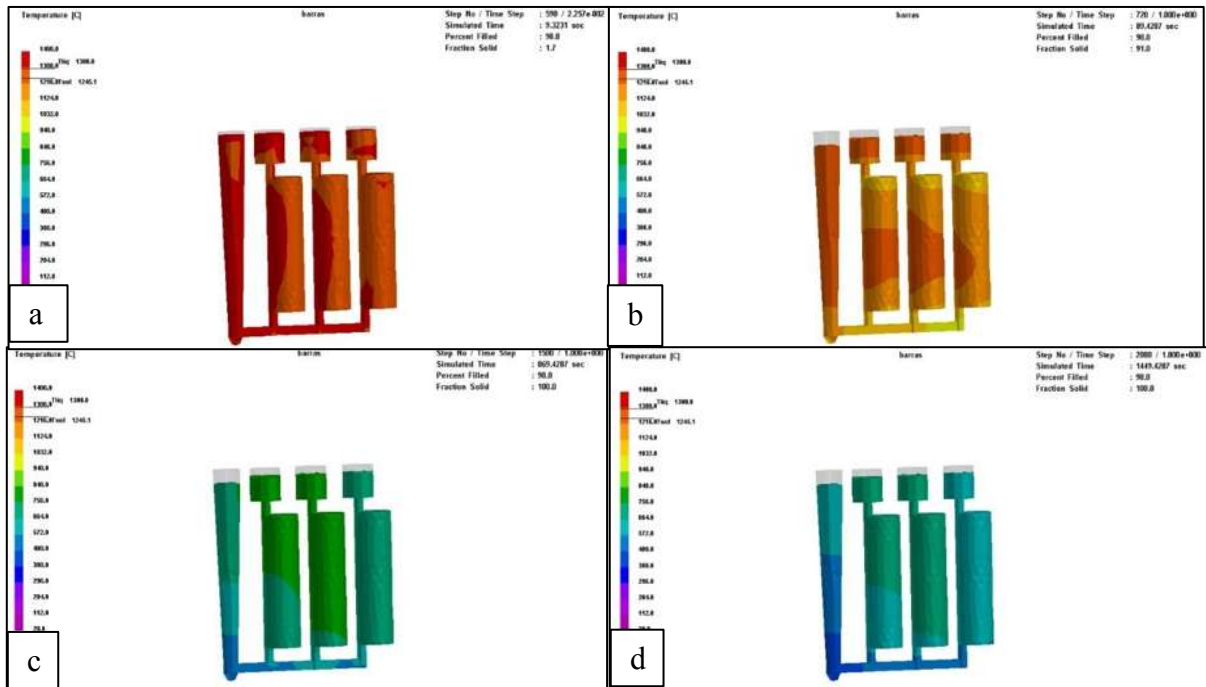


Figura 7.6 Secuencia de la solidificación donde se observa el gradiente de temperaturas para diferentes tiempos de simulación a) 9 s, b) 80 s, c) 800 s y d) 1100 s.

Así mismo, se puede observar que los alimentadores/mazarotas presentan un enfriamiento más lento que las barras, debido a la diferencia en espesor y la relación entre el volumen y el área superficial, que hace más difícil la extracción de calor a los alrededores, cumpliendo así correctamente su función de proveer de metal líquido a las partes que están solidificando para evitar el rechupe en nuestras piezas.

La secuencia de imágenes de la Figura 7.7 muestra la fracción sólida a diferentes tiempos de durante la solidificación.

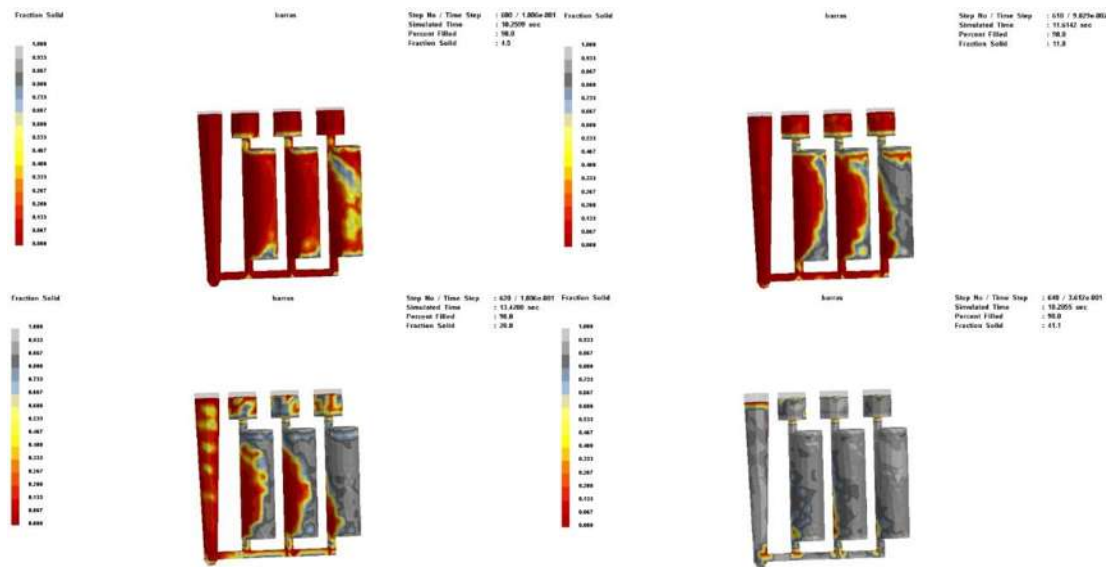


Figura 7.7 Fracción sólida observada a diferentes tiempos durante la solidificación.

Como se puede observar en las imágenes de la figura anterior, la última parte en solidificar, corresponde a la parte de las mazarotas la cual es la zona más propensa a presentar porosidad por contracción. La ubicación de esta zona se puede observar de forma más clara en la Figura 7.8 donde se muestra la fracción sólida en el modo conocido como vista de rayos X donde se observa en la escala de color la fracción sólida remanente por solidificar.

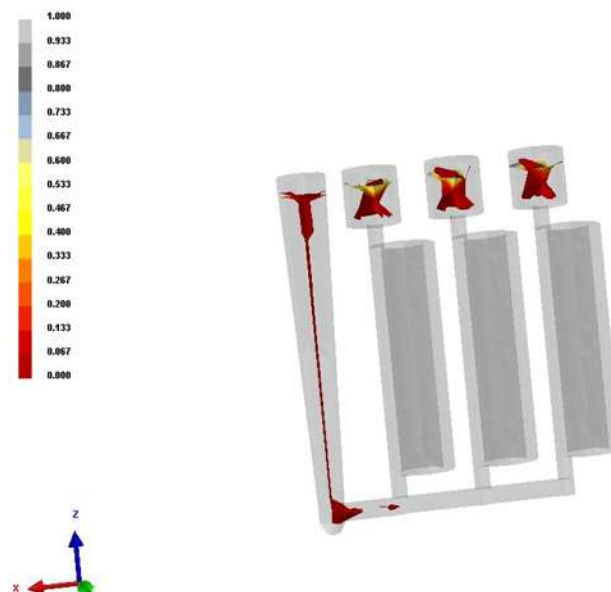


Figura 7.8 Fracción sólida observada en el modo conocido como vista de rayos X.

De forma complementaria, la Figura 7.9 muestra la distribución de porosidad en la pieza, donde se observa que las barras quedan libres de poros y la porosidad se encuentra concentrada en la zona de los alimentadores y mazarotas. Debido a la diferencia en espesor y la relación entre el volumen y el área superficial, las barras son la primer parte en solidificar, con lo que se asegura una alta densidad y propiedades mecánicas en las barras que serán posteriormente maquinadas para formar anillos. Estos anillos tienen la función de hacer el sello entre la válvula y la cabeza del motor durante las fases de compresión y combustión dentro del cilindro.

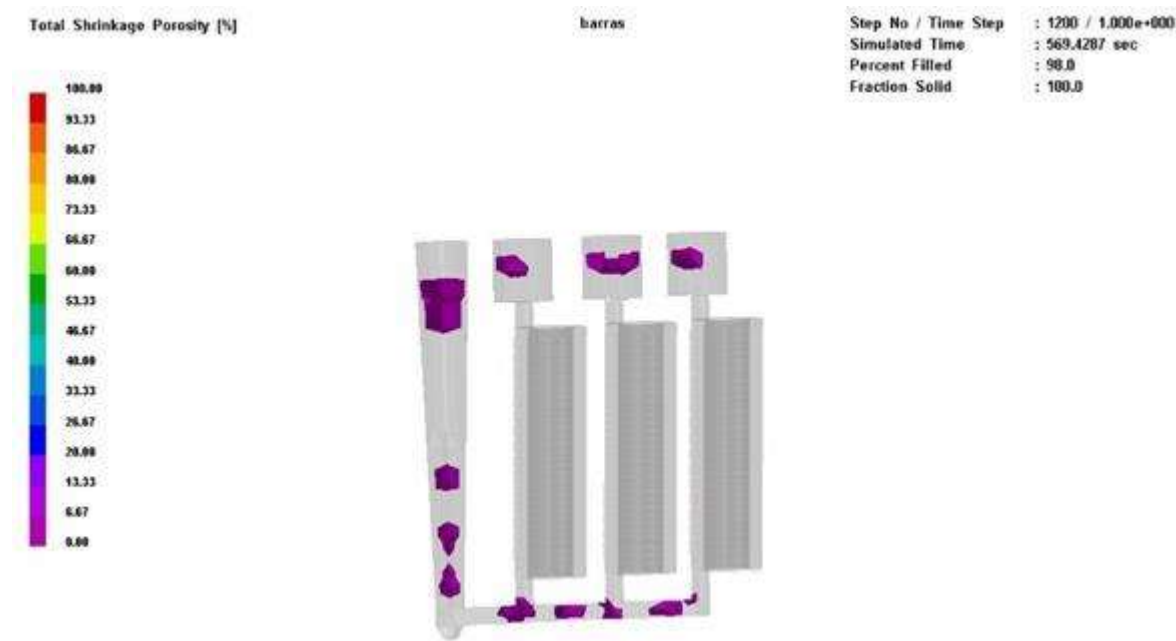


Figura 7.9 Porcentaje de porosidad por contracción al final de la solidificación.

La porosidad en este tipo de partes no es aceptable, ya que este tipo de componentes son una parte crítica para el buen funcionamiento de un motor, además de estar sometidas a las altas temperaturas de los gases de escape. Por lo tanto, los resultados de las simulaciones serán comparados con los obtenidos de las piezas fabricadas, como se mostrará en los capítulos posteriores.

7.2. Elaboración de los moldes y corazones para el vaciado de metal.

Una vez aprobado el modelo, basado en la simulación, se procedió a la impresión y obtención del modelo físico de las barras huecas, sistema de alimentación y mazarotas que se muestra en la Figura 7.10, los cuales se unieron con pegamento a base de cianocrilato para así obtener un solo modelo. En la Figura 7.11a se colocaron guías dentro del modelo para acoplar las dos mitades del modelo como se muestra en la Figura 7.11b.

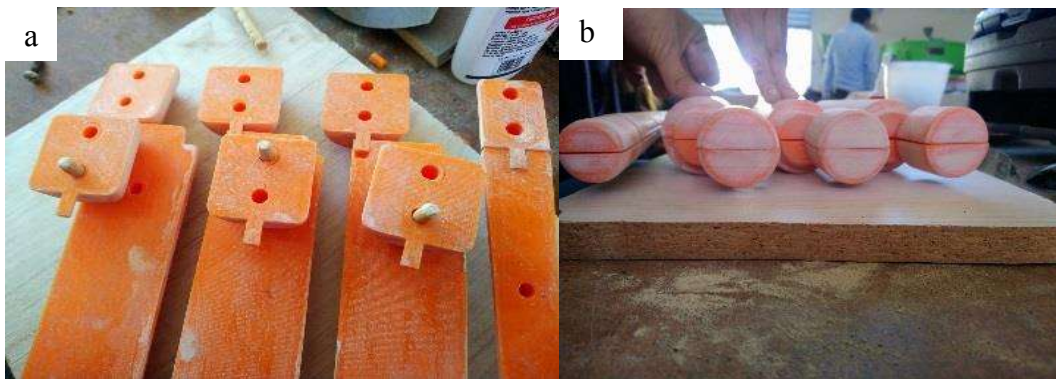


Figura 7.10 a) Primera mitad del modelo de las barras huecas empastado y lijado. b) Modelo perfectamente ensamblado.

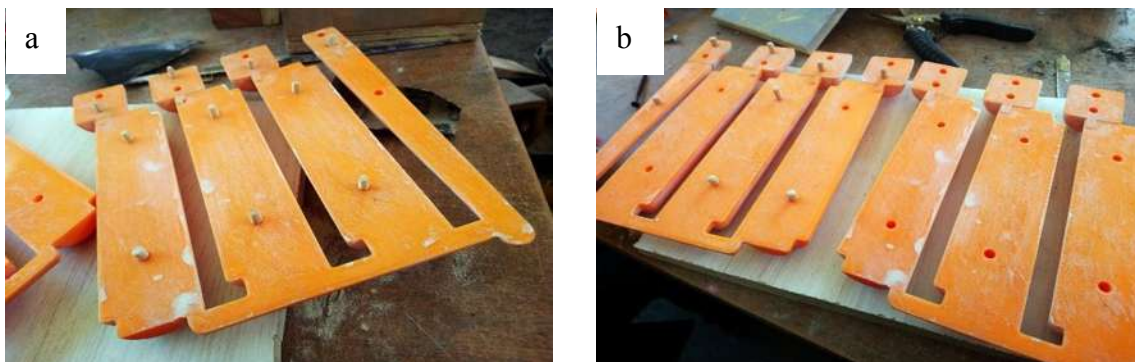


Figura 7.11 a) Mitad del modelo con las guías de madera, b) Mitad del modelo con guías de madera y mitad con las cavidades para las guías de madera.

Posteriormente se aplicó pasta automotriz de la marca Roberlo® sobre la superficie del modelo, se lijaron los modelos para obtener un acabado liso como se muestra en la figura 7.12, esto con el fin de evitar el desprendimiento de arena durante la extracción del modelo, así como el de mejorar el acabado superficial de la pieza fundida.



Figura 7.12 Modelo de impresión 3D después del proceso de empastado y lijado.

Una vez terminado el modelo, se procedió a realizar el proceso de moldeo con arena sílica con granulometría 50-60 y resinas autofraguantes del sistema PEP-SET, el cual consta de 3 componentes de resinas el componente A, el componente B y un catalizador.

El proceso de mezclado fue el siguiente: primero se mezcló el catalizador más el componente A para posteriormente agregarle la arena y esta se mezcló continuamente hasta que todos los granos quedaron cubiertos por una capa de resina, posteriormente se agrega el componente B y se mezcló nuevamente de forma homogénea para su posterior moldeo.

Para el moldeo se utilizó una caja rectangular con las siguientes medidas 30.5 cm de largo por 25.5 cm de ancho por 5.5 cm de profundidad, en la cual se colocó la primera mitad del modelo con la parte plana hacia abajo y la cara que tiene la forma de las barras huecas hacia arriba a la cual se le aplicó una capa de polvo desmoldante, esto con la finalidad de facilitar el desmoldeo del modelo. Una vez realizado esto se fue adicionando pequeñas cantidades de arena con resina en la caja sobre el modelo y se fue apisonando hasta llenar la primera mitad de la caja (Figura 7.13) teniendo esta parte del molde parcialmente endurecida se procedió a extraer la primera mitad del modelo ya que esta misma nos ayudará a soportar la segunda parte del molde. Posteriormente en esta se realizan tres pequeñas cavidades en la primera parte del molde (Figura 7.13a), que funcionarán como guías para ensamblar correctamente ambas partes del molde de arena (Figura 7.13b). La segunda parte del moldeo se realizó siguiendo los pasos anteriores, dejando endurecer parcialmente la segunda mitad del molde para extraer

en su totalidad el modelo, obteniendo así el negativo de este en la arena, como se muestra en la Figura 7.13b.

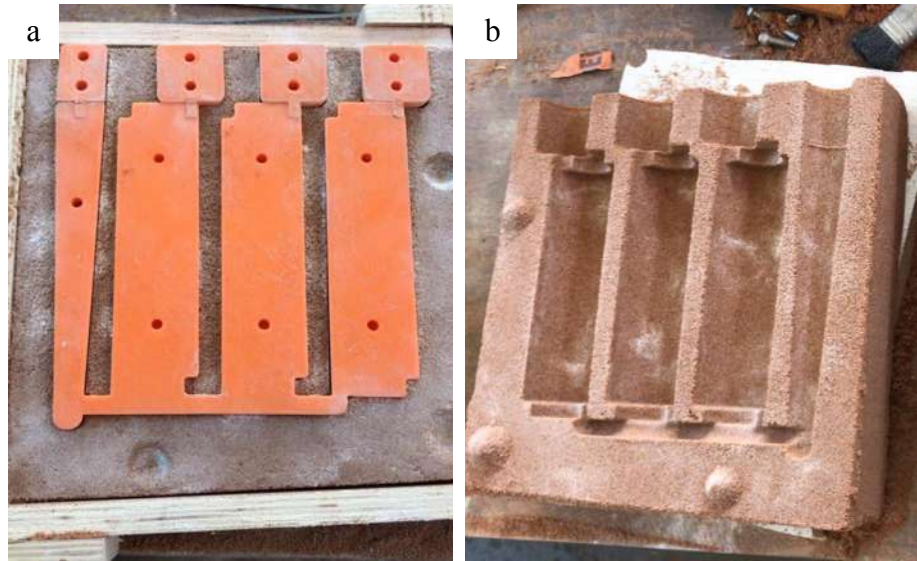


Figura 7.13 a) Molde antes de extraer el modelo y con las cavidades, b) Molde después de extraer el modelo y con protuberancias.

Una vez fabricado el molde de arena, se procedió a aplicarle una capa de pintura de zirconia, la cual es una mezcla de polvo de óxido de zirconia con alcohol, este fino recubrimiento brinda a la pieza un un mejor acabado superficial (Figura 7.14), cabe señalar que esta capa no afecta la permeabilidad de la arena.

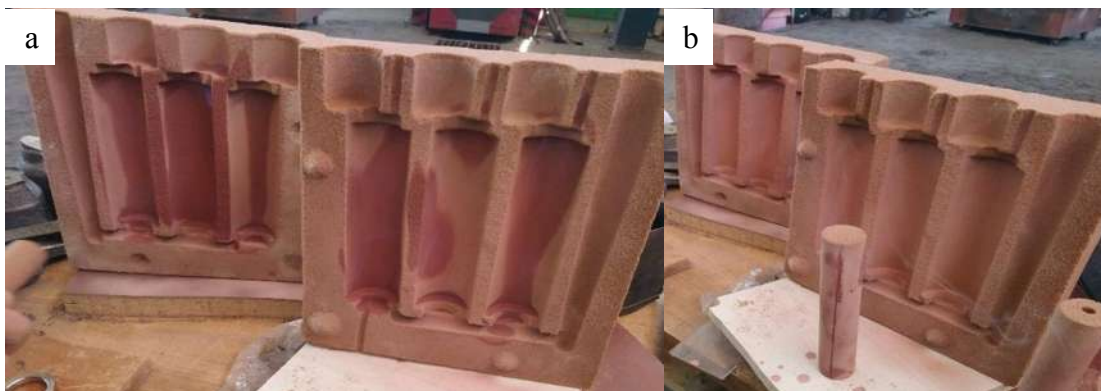


Figura 7.14 Moldes de arena recubiertos con pintura de óxido de zirconia a) Recien pintados, b) Después de haberse evaporado el diluyente.

7.2.1. Fabricación de corazones.

La función principal de los corazones es dejar huecos dentro de la pieza fundida. Para la elaboración de estos, se utilizó una corazonera fabricada con impresión 3D, contando con una altura de 17.8 cm (Figura 7.15a) y un diámetro de 3 cm (Figura 7.15b) a la cual se le aplicó un ligero recubrimiento con pasta automotriz para mejorar su acabado superficial y facilitar su extracción (Figura 7.15c). Los corazones fueron elaborados por el proceso de arenas y resinas PEP-SET anteriormente descrito, obteniendo así un acabado superficial y la forma de los corazones.

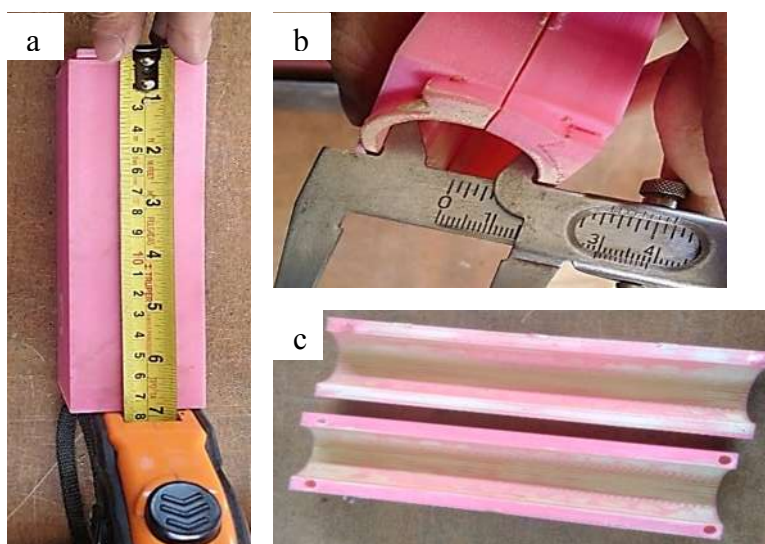


Figura 7.15 a) Altura de la corazonera, b) Diámetro interno de la corazonera, c) Corazonera ya empastada y lijada.

Este diseño de corazonera solo entrega un corazon a la vez, y debido a que para cada pieza fundida son necesario 3 corazones este sistema es poco eficiente, por lo que posteriormente se diseñó una corazonera para 4 barras. Una vez extraídos los corazones, se le dió un recubrimiento con pintura de zirconia (Figura 7.16a), para obtener un buen acabado superficial en la para interna de la barra metálica. Enseguida se procede a colocarlos dentro del en el molde para dar la alineación de las 2 partes (Figura 7.16b). Por ultimo se unen ambos moldes, sellandolos con pegamento para corazones, asegurando así que no ocurra desfase o filtracion de metal fundido en la union.

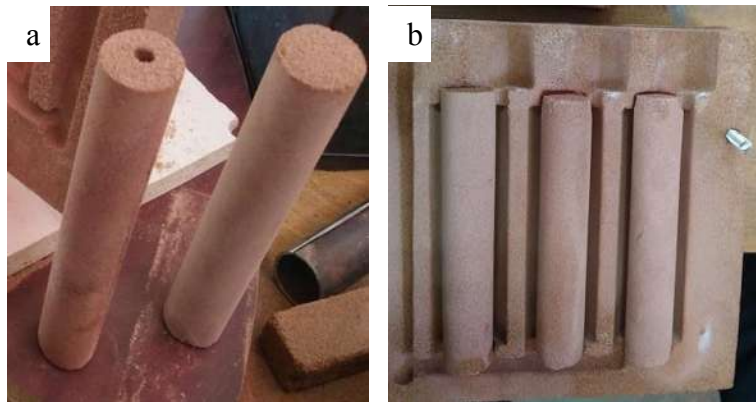


Figura 7.16 a) Corazones ya con el recubrimiento de la pintura de zirconio, b) Corazones ya colocados en el molde y pegados a la primera mitad.

7.2.1. Optimización del diseño del molde.

Debido a las dificultades y alto consumo de material que se presentó durante la elaboración del primer molde se decidió optimizar el diseño del modelo, y la forma en como alimentar el metal líquido, para lo cual se elaboraron nuevos modelos mediante el software SolidWorks® y la impresión 3D el cual se muestran en la Figura 7.17.



Figura 7.17 Segundo modelo impreso en 3D.

La optimización del molde consta de las siguientes modificaciones; inicialmente se diseñaron modelos como se menciona anteriormente los cuales en vez de consistir de 3 barras huecas y un alimentador lateral , cambiaron a 4 barras huecas con un alimentador central, respetado las medidas acordadas con la empresa DOMEX. Además se cambió de un diseño horizontal a un diseño vertical.

Para el sistema de alimentación y el canal por el cual fluye el metal liquido si hubo modificaciones en las medidas haciéndolos más anchos para que nuestra aleación fluyera de mejor manera a través de estos y en vez de estar en la orilla ahora se encuentra posicionado en el centro mejorando así el llenado de las barras y estas están unidas unas a las otras en la parte superior (Figura 7.18).



Figura 7.18 Modelo de 4 barras huecas donde se muestra el sistema de alimentación y las uniones entre las barras huecas.

Se procedió a realizar las mismas acciones antes descritas con la pasta automotriz para evitar el anclaje de la arena a la hora de desmoldar, así también se pegaron ambas partes del modelo, cada una a una tabla de madera de las medidas una altura de 27 cm, un ancho de 28 cm y con espesor de 1.5 cm; para así poder asegurar una mejor alineación en la pieza, y para cuando se está realizando el moldeo se encuentren una enfrente de la otra, y así mismo moldearlo de forma vertical como se muestra en la Figura 7.19.

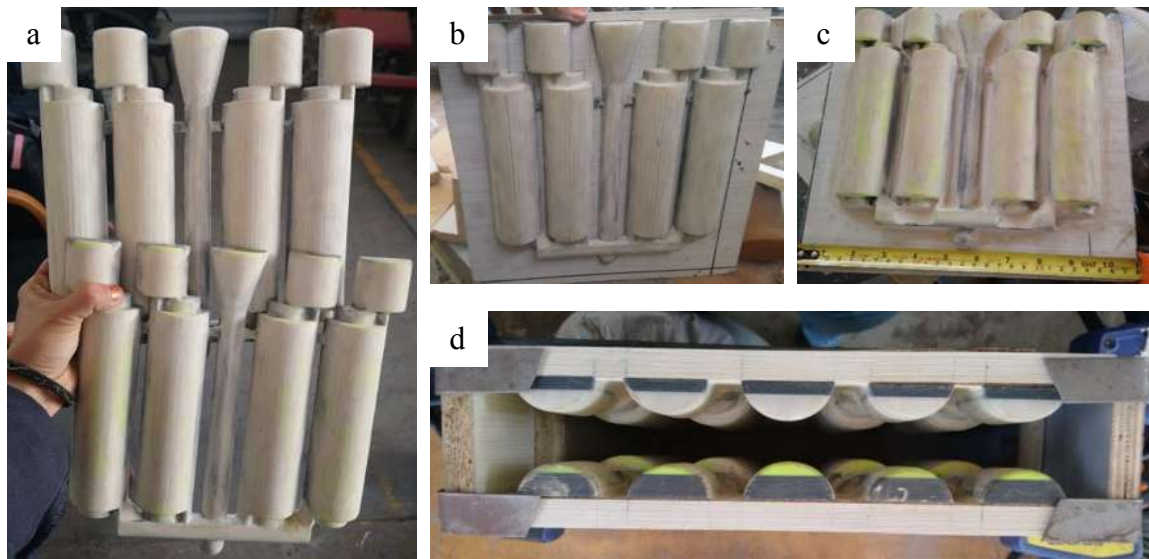


Figura 7.19 a) Modelo recién empastado, b) Modelo ya pegado en la tabla, c) Modelo fijado a la tabla mostrando la medida del ancho, d) Modelos ya acomodados en la caja.

Para mejorar la eficiencia de la arena se decidió modificar el proceso de moldeo, colocando los modelos uno frente al otro y sujetando ambos modelos con una caja que cubre las partes laterales y la base del molde como se muestra en la Figura 7.19d.

La caja de moldeo en el nuevo diseño cuenta con tres tablas las cuales fueron cortadas a las medida teniendo en cuenta el espesor de la tabla en la que están pegados los modelos y la distancia que se quería tener entre modelo y modelo, la cual determina el espesor del molde de arena. La caja está conformada por una tabla en la parte inferior de 32 cm de largo, 12 cm de ancho además de dos tablas en los laterales de 27 cm de altura y 9.5 cm de ancho. La tabla inferior cumple con la función de base de la caja, las otras dos (las laterales) nos ayudan a sostener las tablas con el modelo, Las tablas laterales cuentan con unos separadores los cuales dan alineación.



Figura 7.20 a) Medida de la tabla inferior, b) Caja ya armada vista desde arriba.

Los separadores también fueron hechos de madera los cuales tiene 6 cm de largo, 1.5 cm de ancho y un espesor de 0.7 cm y un ángulo de salida de 3° por medio de lijado, este pequeño ángulo nos ayuda a hacer una mejor extracción del molde y evitamos atrapamiento de arena.

Estas guías fueron colocadas en las tablas laterales de la caja, las guías además de dar alineación, nos ayudaran a darle la separación a los modelos dentro de la caja (6 cm), la cual también es la distancia que habrá en el molde entre negativo y negativo, utilizando así menos cantidad de arena por molde (Figura 7.21).

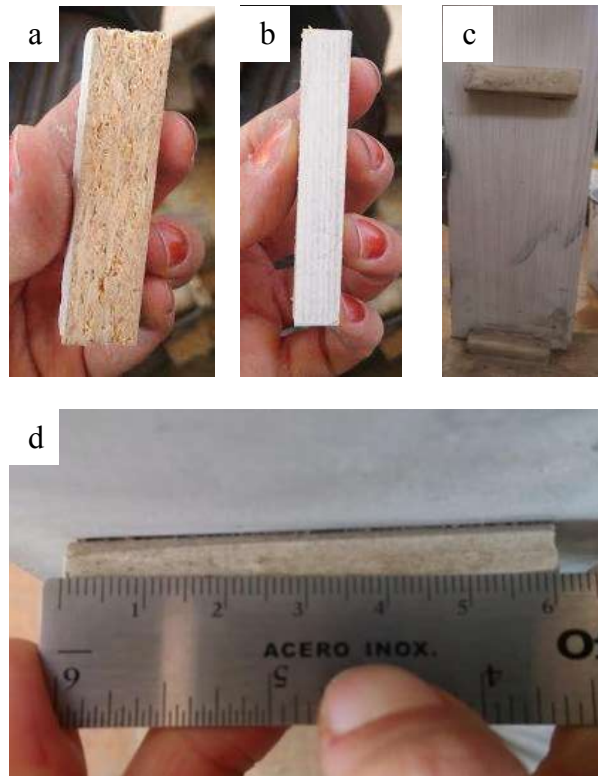


Figura 7.21 a) Guía antes de ser empastada, b) Guía de la parte frontal, c) Guías ya pegadas en las tablas de la caja, d) Medida de una guía ya en la caja.

Con el nuevo diseño, se incrementa el número de barras que se pueden obtener por molde en un 33%, se reduce la cantidad de metal requerido ya que un solo bebedero puede alimentar a las 4 barras y por último, se reduce la relación arena/metal ya que por cada 13 barras solo se requieren 3 mitades de molde.

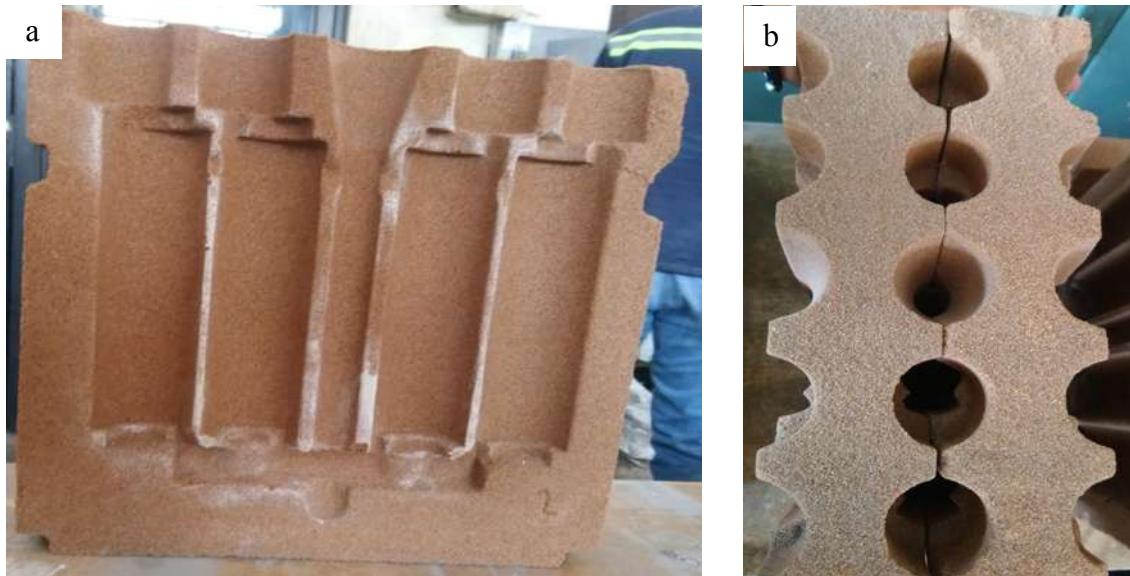


Figura 7.22 a) Molde después de extraerle los modelos y ser extraído de la caja, b) Moldes unidos visto desde la parte superior.

Como se puede observar en la Fig. 7.22, este diseño permite que una sola pieza del molde pueda ser utilizada por ambas caras. Cada una de estas piezas del molde se apila con una consecutiva. Por lo tanto, basta con 3 piezas para dar forma a 3 moldes en lugar de 6. Por lo tanto, se reduce la cantidad de arena que se usa por molde además del tiempo de elaboración por molde ya que se obtienen ambos negativos del modelo en un mismo molde como se muestra en la Figura 7.22.

Posteriormente se realizan los corazones de la manera ya anteriormente descrita, obteniéndolos se procede a darle el recubrimiento con la pintura de zirconio tanto a los moldes como a los corazones y se unen con pegamento de corazones. Es importante mencionar que los moldes no deben estar expuestos a ambientes húmedos para evitar la formación de porosidad por gas y la degradación de la resistencia del molde como ha sido reportado por diferentes fuentes [48-50].

A fin de optimizar también el moldeo de corazones se optó por una nueva corazonera que como se muestra en la Figura 7.24 se obtienen los cuatro corazones necesarios por cada molde de barras huecas de una sola corazonera comparación con el modelo anterior donde se moldeaba cada uno de forma independiente.

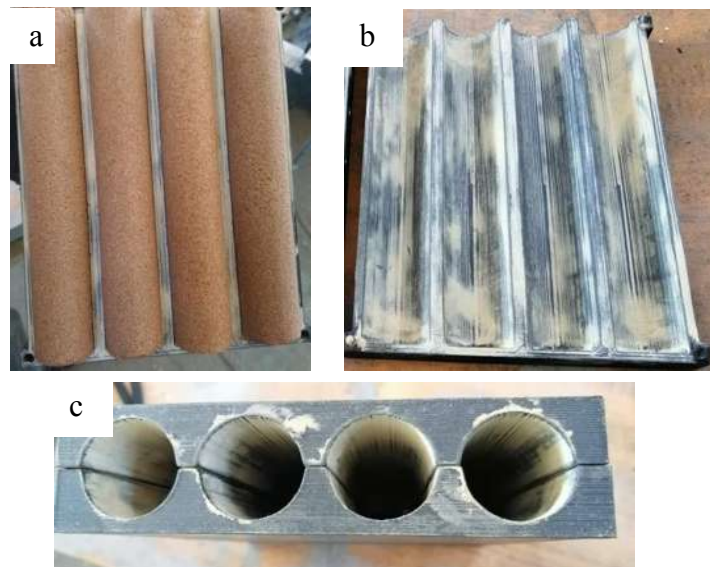


Figura 7.23 a) Corazones antes de ser extraídos, b) Mitad de la corazonera ya empastada y lijada, c) Corazonera armada desde la vista superior.

7.3. Fabricación de las barras.

Las barras huecas fueron fabricadas en el laboratorio de fundición del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales; para la fusión del material se utilizó un horno de inducción con capacidad de 30 kg.

Se realizaron 3 cargas diferentes variando la cantidad de las ferroaleaciones y así mismo variando el porcentaje del carbono total en cada una de estas. El material base para la elaboración de nuestras 3 aleaciones fue la chatarra de acero, cuya composición la podemos observar en la Tabla 7.1. Para el ajuste de la composición química se realizaron adiciones de silicio y de níquel de alta pureza mientras que para el tungsteno, cobalto, molibdeno y cromo se utilizó ferroaleaciones cuyas composiciones se muestran en las Tabla 7.2 a 7.5, en el caso del ferro-cromo se utilizó con alto y bajo contenido de carbono cuyas composiciones se muestran en las Tablas 7.4 y 7.5 respectivamente.

Con el uso de ferroaleaciones podemos obtener un menor punto de fusión además de reducir costos al evitar el uso de los elementos puros, lo cual también beneficia a la empresa solicitante DOMEX.

Tabla 7.1 Composición química de la chatarra de acero.

Elemento	C	Si	Mn	Fe
% en peso	Elemento	0.3	1	98.57

Tabla 7.2 Composición química del Ferro Tungsteno (FeW)

Elemento	Si	W	Mn	Fe
% en peso	0.61	76.68	0.12	22.59

Tabla 7.3 Composición química del Ferro Molibdeno (FeMo)

Elemento	C	Si	Mo	Fe
% en peso	0.1	0.9	61.1	37.9

Tabla 7.4 Composición química del Ferro Cromo Alto Carbono (FeCr AC)

Elemento	C	Cr	Si	Fe
% en peso	8.43	63.02	0.43	28.12

Tabla 7.5 Composición química del Ferro Cromo Bajo Carbono (FeCr BC)

Elemento	C	Cr	Si	Fe
% en peso	0.034	62.08	0.43	37.9

Para la obtención del balance de carga, se consideró un 10% en pérdidas por oxidación para el Cr y el Si así como un 15% para el C.

El balance de carga ofrece una seguridad teórica de que nuestra aleación tendrá la composición específica que se requiere, los porcentajes de pérdida son establecidos de acuerdo con la experiencia del operador, el tipo de horno y el volumen de material a fundir. La Tabla 7.6 muestra los resultados del balance de carga en gramos para las 3 diferentes aleaciones fabricadas, ya considerando las pérdidas de los diferentes elementos.

Tabla 7.6 Resultados del balance de carga para las diferentes aleaciones estudiadas peso en gramos.

	Chatarra de acero	Fe-Cr AC	Fe-Cr BC	Fe-W	Fe-Co	Fe-Mo	Ni	Si
Colada 1								
Aleación 1	3712.5	1540	-	38.5	11	93.5	55	38.5
Colada 2								
Aleación 2	3375	800	-	35	10	85	50	60
Colada 3								
Aleación 3	347.2	617.2	745.8	-	-	72	51.4	41.1

La Tabla 7.7 muestra la composición química de las diferentes aleaciones obtenidas así como la composición química de la muestra comercial obtenidas mediante espectroscopia de chispa. Como se observa, existe cierta variación en los porcentajes de Cr y C con los cuales fueron elegidos con la finalidad de obtener un rango de durezas y maquinabilidad que puedan cumplir o exceder el desempeño de la muestra importada.

Tabla 7.7 Composición del de las aleaciones estudiadas en % en peso.

Elemento	C	Cr	Si	Ni	W	Mn	Mo	Fe
Aleación 1	1.50	20	2	1	0.50	0.37	.97	Bal.
Aleación 2	1	17	1.5	1.1	0.25	0.456	0.90	Bal.
Aleación 3	0.98	16.65	1.06	1.05	0	0.67	0.89	Bal.

Comercial	1.56	23	2.43	1.6	0.53	0.39	1	Bal.
------------------	------	----	------	-----	------	------	---	------

7.3.1. Fabricación del material

Para realizar la fabricación de las aleaciones experimentales, se utilizaron tanto elementos puros como ferroaleaciones (Figura 7.24a), debido a los diferentes puntos de fusión de cada material, se debe seguir una secuencia, por lo que se comenzó colocando primero la chatarra de acero para ser fundida (Figura 7.24b).

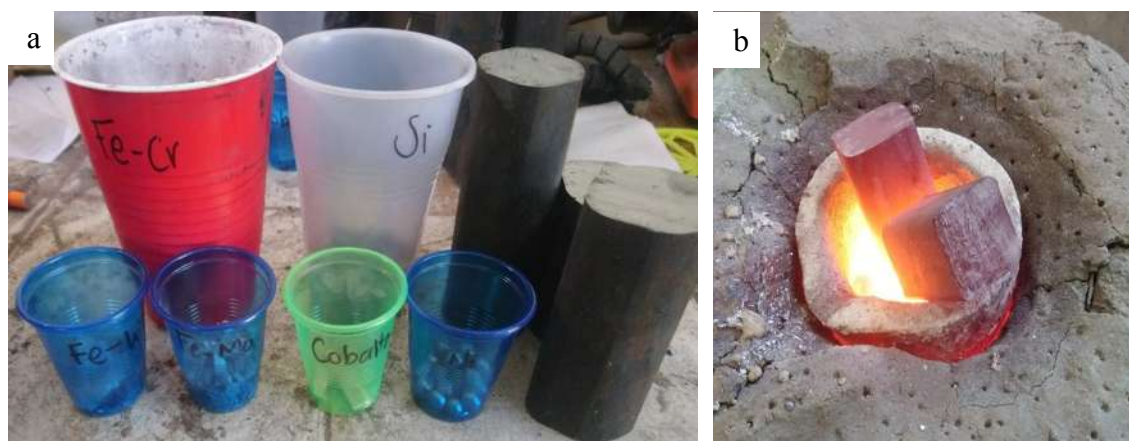


Figura 7.24 a) Elementos y ferroaleaciones para la carga de la Aleación 1 b) Chatarra de acero cargada en el crisol dentro del horno de inducción.

Una vez fundida, se comenzó a adicionar las ferroaleaciones, empezando con el ferro-cromo, debido a que este se encuentra en mayor cantidad, así como por su punto de fusión el cual ronda los 1300 °C. Posteriormente se realizaron las adiciones de níquel, ferro molibdeno y silicio en ese orden. Finalmente se adicionó el aluminio, el cual tiene la función de desoxidar al acero. El porcentaje de aluminio se calculó considerando la cantidad teórica de oxígeno disuelto en el hierro a la temperatura de vaciado, tomando como referencia el diagrama de equilibrio hierro-oxígeno además de realizar cálculos termodinámicos donde se observó que para un contenido de cromo mayor al 5% en peso, se incrementa el contenido de oxígeno disuelto en el hierro. Por lo tanto, se agregó un 0.06% en peso de aluminio ya que el óxido de aluminio tiene una relación 55% aluminio 45% oxígeno en peso. Industrialmente se utiliza 1 kg por tonelada de acero, lo que equivale a un 0.1% en peso, sin embargo, esto depende de

la limpieza del material utilizado, prácticas de fundición y desoxidación, así como del tiempo de permanencia en la cuchara. Debe existir un control en el contenido de aluminio, debido a que se puede dar lugar a la formación de compuestos intermetálicos los cuales degradan las propiedades del acero [51].

Finalmente, se procedió a realizar el vaciado en los moldes de arena, a una temperatura de 1400 °C (Figura 7.25). Se procuró vaciar con un flujo de 2kg/s para evitar el enfriamiento del metal en la cuchara de vaciado la cual fue previamente precalentada a 900 °C.



Figura 7.25 Vaciado del metal fundido en el molde de las barras huecas.

Una vez que el material solidificó y enfrió, se procedió a realizar el desmoldeo, destruyendo el molde (Figura 7.26a). La Figura 7.26b y 7.26c muestran las barras una vez extraídas del molde.



Figura 7.26 a) Desmoldeo de las barras huecas, b) Barras huecas ya extraídas del molde de arena, c) Barras huecas obtenidas de la fundición.

Una vez solidificadas las barras y enfriadas a temperatura ambiente se procedió con la extracción de las barras de los moldes, se realizó su limpieza removiendo la capa superficial de arena y se cortó el sistema de alimentación junto con las mazarotas (Figura 7.28). La Figura 7.26c muestra el último conjunto de barras que fueron vaciadas con el diseño mejorado. Como se puede observar, no se obtuvo un llenado completo del molde y muestra la falta de llenado en la parte superior de las barras y debido a esto, la ausencia de las mazarotas, sin embargo, un 90% de la longitud de la barra quedó libre de porosidad y otros defectos ya que fueron vaciados en forma vertical. La orientación vertical del molde permite que las inclusiones no metálicas como partículas arrastradas de arena, óxidos, escoria, etc, sean arrastradas a la superficie por diferencia de densidad.

La Figura 7.27 muestra las barras obtenidas del molde horizontal, en la cual se observa que ante un llenado incompleto, no se puede aprovechar ninguna de las barras. Además, con este diseño, aun cuando se reduce la velocidad de vaciado debido a la disminución en altura, el arrastre de cualquier partícula de arena u óxido, tiene mayor probabilidad de quedar en la superior de la barra.



Figura 7.27 Barras vaciadas con el modelo en forma horizontal. a) Llenado completo, b) llenado incompleto.

7.4. Seccionamiento y maquinado de las barras.

Para la obtención de las muestras se procedió a remover las mazarotas y el sistema de alimentación de las barras huecas utilizando un disco abrasivo. Como se puede observar en la Figura 7.29a, donde primero se realizó el corte de las mazarotas de las barras que llenaron hasta ellas, posteriormente se realizó el corte del sistema de alimentación (Figura 7.29b) obteniendo así las barras de forma individual (Figura 7.29c) las cuales serán enviadas a la empresa solicitante DOMEX.

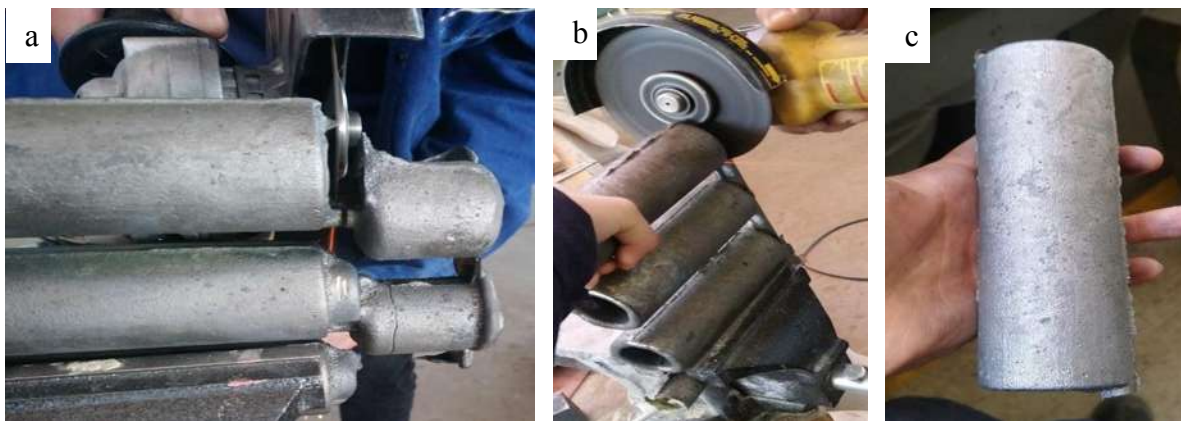


Figura 7.28 a) Corte de mazarotas de las barras huecas, b) Corte del canal de alimentación de las barras huecas, c) Barra hueca después del corte.

Durante el proceso de corte se obtuvieron muestras de las diferentes aleaciones para su análisis mediante microscopía óptica y electrónica cuyos resultados se muestran en la siguiente sección así como los resultados de las pruebas realizadas en planta y mediciones de dureza.

7.5. Caracterización microestructural.

7.5.1. Caracterización por microscopio óptico.

La secuencia de imágenes en la Figura 7.29 muestra la microestructura de las aleaciones a,b) Comercial, c,d) Aleación 1, e,f) Aleación 2, g,h) Aleación 3 observadas a 500 y 1000X.

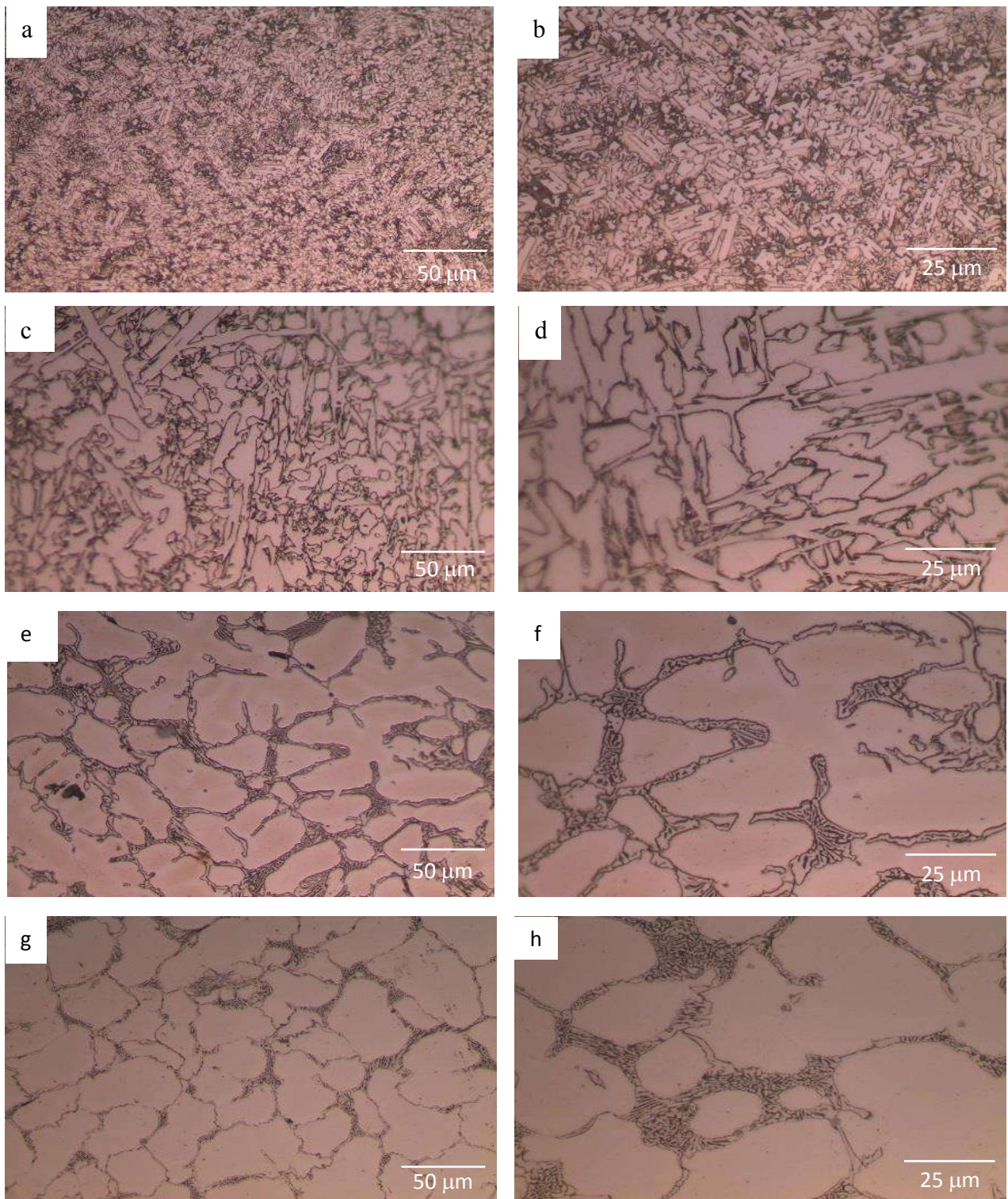


Figura 7.29 Microestructuras de las diferentes muestras. a,b) Muestra comercial, c,d) Aleación 1, e, f) Aleación 2, g, h) Aleación 3, observadas a a 500 y 1000x respectivamente.

Como se puede observar en la secuencia de micrografías, existe una notable disminución en el volumen de la fase carburo, lo cual es atribuido a la disminución en Cr y C en las aleaciones. De acuerdo con el diagrama ternario Fe-C-Cr obtenido por Chicco y Thorpe [15] (Figura 7.30), existe una relación entre estos dos elementos y debido al alto contenido de cromo, se modifica la estequiometría del carburo de hierro M_3C al tipo M_7C_3 , el cual presenta mayores valores de dureza que el carburo de hierro (1000HV contra 1600HV) además de un menor grado de interconexión, por lo que la resistencia al desgaste y la tenacidad de fractura de estas aleaciones se ve muy favorecida.

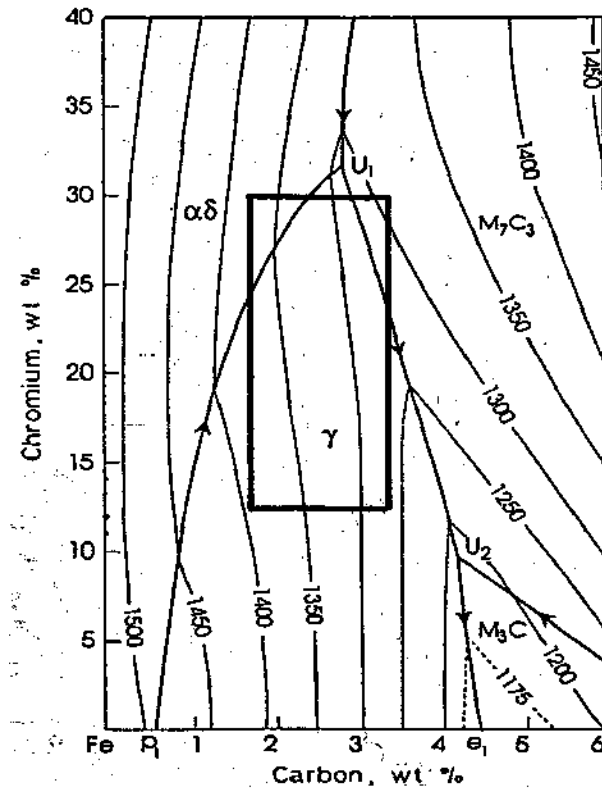


Figura 7.30 Diagrama ternario Fe-C-Cr[15].

Sin embargo, durante la solidificación, la disminución de la solubilidad del cromo y carbono en la austenita da lugar a la transición del carburo M_7C_3 a $M_{23}C_6$. Por lo tanto, la microestructura de este tipo de aleaciones está típicamente compuesta por carburos del tipo $M_{23}C_6$ y M_7C_3 embebidos una matriz de austenítica estable a temperatura ambiente.

Esta microestructura provee de una elevada dureza, resistencia al desgaste y una moderada tenacidad de fractura a la aleación. Además, se sabe que para este tipo de aleaciones, el incremento en el contenido de carburos produce un incremento en la dureza. De la misma

forma, el mayor contenido de Cr en la aleación 3 favorece su resistencia a la oxidación en comparación con las aleaciones 1 y 2, lo que puede mejorar su desempeño a alta temperatura. Como se mencionó en la revisión del estado del arte, la microestructura de este tipo de aleaciones puede ser modificada mediante tratamiento térmico.

Si se desea obtener una máxima dureza, el tratamiento comúnmente utilizado recibe el nombre de desestabilización. Este tratamiento tiene por objetivo reducir el contenido de cromo y carbono en la austenita lo cual se logra en un rango de temperaturas entre 850 y 1100 °C. La elección de esta temperatura depende principalmente del contenido de C, donde, a menor contenido, mayor será la temperatura requerida para la desestabilización, ya que es este elemento es el principal estabilizador de la austenita. Por lo tanto, la disminución en el contenido de carbono reduce su estabilidad, incrementando la temperatura de inicio de la transformación martensítica M_s y transformando a martensita durante el enfriamiento a temperatura ambiente.

Por el contrario, si se desea reducir la dureza, se puede aplicar un tratamiento por debajo de la temperatura crítica A_{cm} , con lo cual se produce la globalización de la fase carburo, seguida de un enfriamiento lento para producir la perlitización de la matriz. Tiempos largos de permanencia a temperaturas por debajo de transformación A_1 dan lugar a la transformación de la austenita a ferrita y cementita, la cual también puede ser globulizada, reduciendo la dureza [36, 52, 53].

Las micrografías de la Figura 7.31 muestran la microestructura de las aleaciones 1 y 2 después del tratamiento térmico a 750°C, donde se observa la transformación de la matriz a una mezcla de ferrita y cementita.

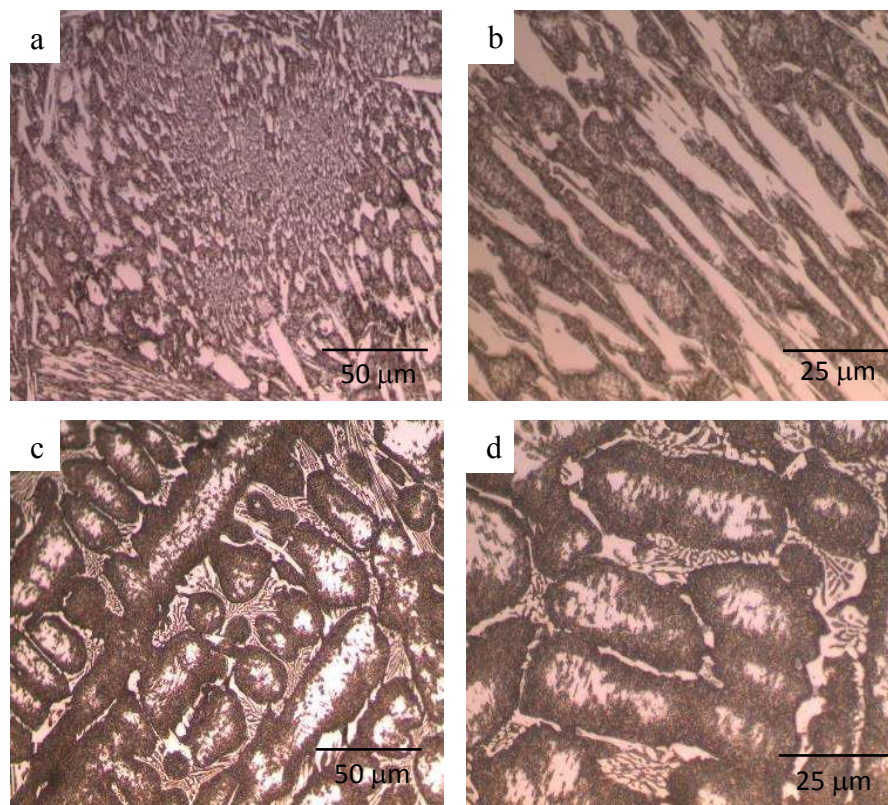


Figura 7.31 a) Aleación 1 Recocida a 500 magnificaciones, b) Aleación 2 Recocida a 1000 magnificaciones, c) Aleación 2 Recocida a 500 magnificaciones, d) Aleación 2 Recocida a 1000 magnificaciones.

La finalidad de este tratamiento es reducir la dureza para mejorar la maquinabilidad. Sin embargo, se requiere de un tratamiento posterior para recobrar la dureza, resistencia al desgaste y a la oxidación lo que incrementa notablemente los costos y tiempos para la fabricación.

7.5.2. Caracterización por microscopía electrónica de barrido.

La Figura 7.32 muestra una secuencia de imágenes de microscopía electrónica de barrido obtenida mediante electrones secundarios para la aleación comercial (Figura 7.32a) y para las aleaciones 1, 2 y 3 en condiciones de colada (Fig. 7.32b, c y d), respectivamente.

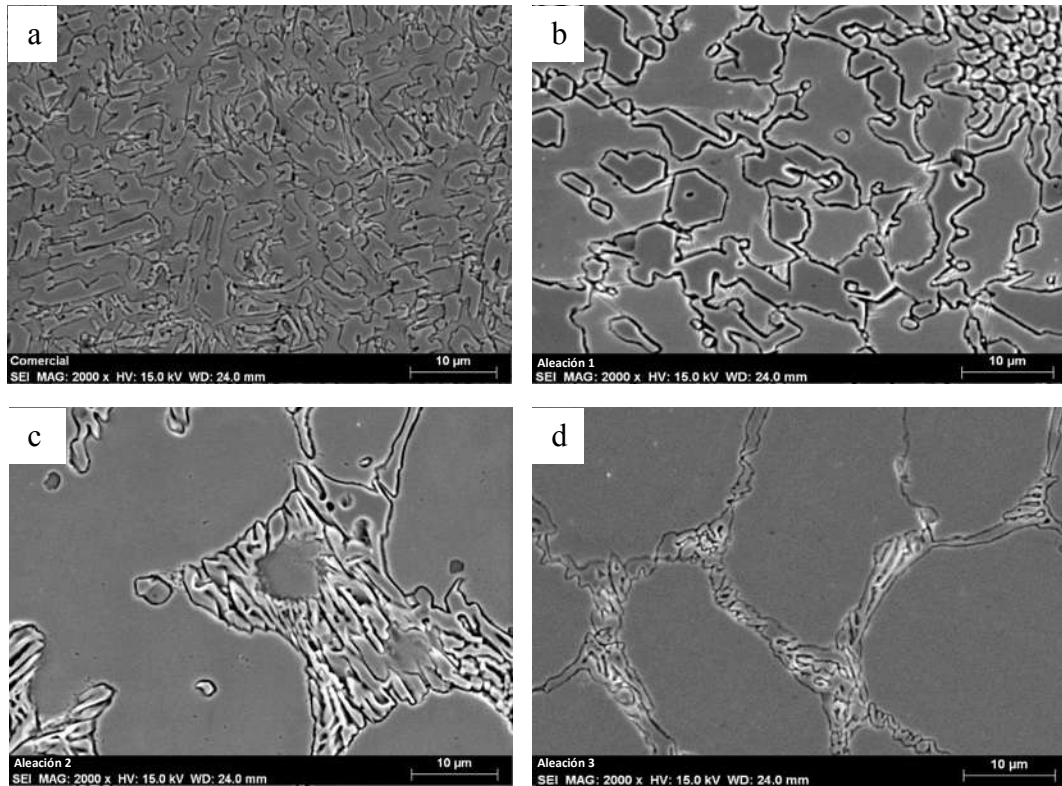


Figura 7.32 Microestructura de las diferentes aleaciones a 2000 ampliificaciones. a) Muestra comercial, b) Aleación 1, c) Aleación 2, d) Aleación 3.

Como se puede observar en la Figura 7.32a la microestructura de la aleación comercial (importada), está compuesta por carburos del tipo M_7C_3 y $M_{23}C_6$ embebidos en una matriz austenítica.

Así mismo, comparando la secuencia de micrografías en la Figura 7.32, se puede observar que, existe una disminución en el contenido de carburos en función de la disminución del contenido de carbono como también fue observado mediante microscopía óptica a menores magnificaciones.

La Tabla 7.9 muestra los resultados de la cuantificación del porcentaje en volumen de carburos para las aleaciones experimentales. Como se verá posteriormente, la disminución del volumen de carburos tiene un fuerte efecto sobre la dureza de las aleaciones.

Tabla 7.8 Porcentaje de Carbono en las tres distintas aleaciones fabricadas.

ALEACIÓN	1	2	3
% EN VOLUMEN DE CARBUROS	29.8	22.6	14.3

Las micrografías de la Figura 7.33 muestran la estructura de las aleaciones 1 y 2 después del tratamiento de recocido a 750 °C.

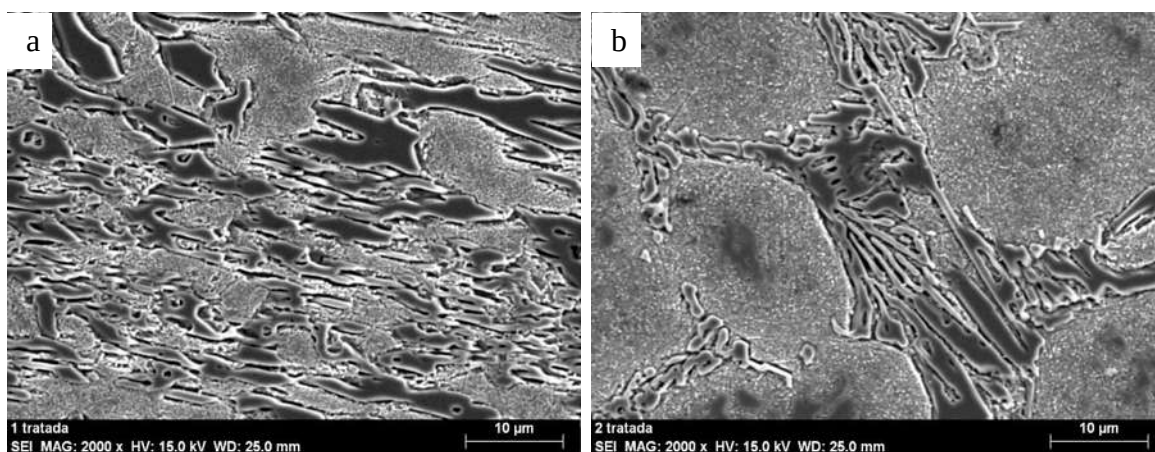


Figura 7.33 a) Aleación 1 recocida a 2000 magnificaciones, b) aleación 2 recocida a 2000 magnificaciones.

Como se puede observar, durante el tratamiento de recocido se da lugar a la descomposición de la austenita, dando lugar a la formación de ferrita con una fina dispersión de carburos. La precipitación de estos carburos tiene una contribución positiva en la dureza como se ha demostrado en diferentes investigaciones [54-56]. La precipitación de carburos secundarios en el rango de 850 a 950°C comúnmente es seguida de la transformación martensítica durante el posterior enfriamiento. Sin embargo, debido a que a la austenita no es estable a la temperatura de tratamiento elegida, se dio lugar a la formación de ferrita y carburos que al estar embebidos en una matriz suave, no producen un incremento en la dureza general de la aleación. Este efecto ha sido reportado por A. Sanchez-Cruz y colaboradores [57] para temperaturas del orden de 800°C en hierros blancos con altos contenidos de vanadio. Cabe destacar que este comportamiento es el esperado ya que en este caso, el propósito de este

recocido es reducir la dureza de las aleaciones para mejorar su maquinabilidad de las aleaciones 1 y 2.

7.6. Dureza y pruebas en planta.

7.6.1. Dureza.

Para el estudio de la dureza se realizó en escala Rockwell C, el cual consiste en medir la resistencia del material a ser penetrado por un indentador. Los valores obtenidos para las diferentes aleaciones se muestran en la Tabla 7.10.

Tabla 7.9 Resultados del ensayo de dureza en Rockwell C.

Comercial	Aleación 1	Aleación 1 Recocida	Aleación 2	Aleación 2 Recocida	Aleación 3
56.06	47.1	38	37.43	35.56	30.4

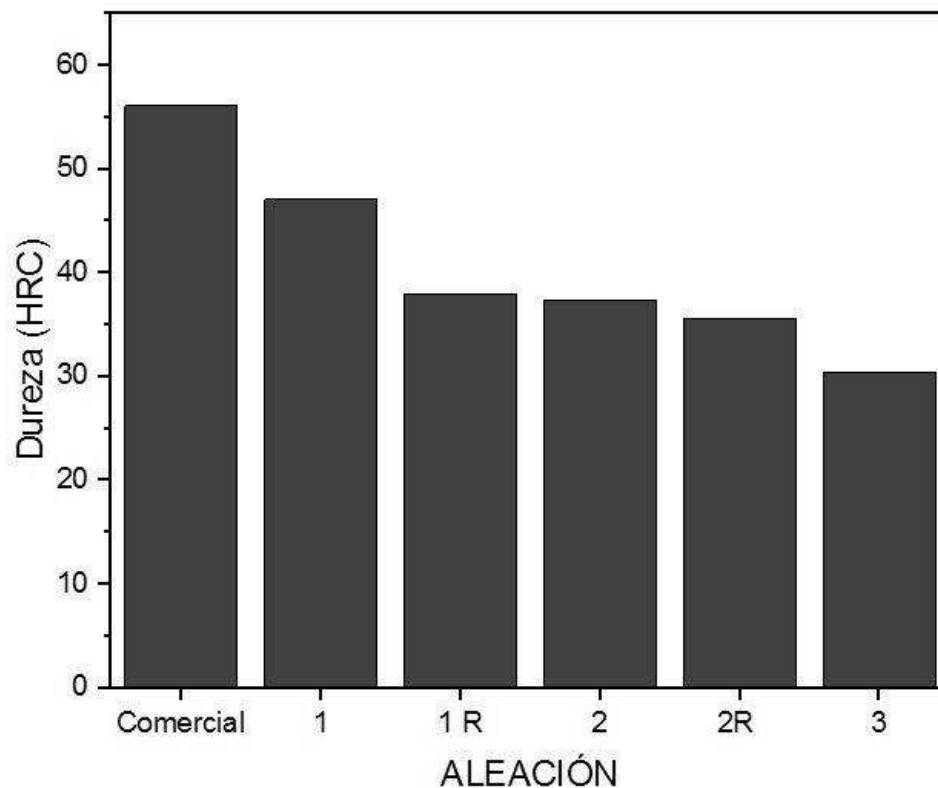


Figura 7.34 Gráfica con los resultados de los ensayos de dureza en Rockwell C.

Como se puede observar en la gráfica de la figura 7.34 y la tabla 7.10 la aleación 1 en condiciones de colada es la que presento la mayor dureza de las aleaciones experimentales. Como se puede observar, la dureza disminuye para las aleaciones 2 y 3, lo cual se debe a la disminución del volumen de carburos en la aleación, producto de la reducción de los contenidos de Cr y C. Así mismo, el tratamiento de recocido produce una reducción de la dureza al transformas la matriz en una mezcla de ferrita y cementita. La ferrita al ser una fase muy suave permite mejorar la maquinabilidad de las aleaciones. Sin embargo, la dureza no disminuye considerablemente debido al alto volumen de carburos en las aleaciones. En el caso de la aleación 3, en la cual se obtuvo el menor valor de dureza, se procedió a aplicar un tratamiento de temple, el cual puede ser aplicado después del maquinado para alcanzar los valores de dureza requeridos y así tener un máximo desempeño.

Como se mencionó anteriormente, la aleación 3, fue sometida a un temple desde 900 °C seguido de un enfriamiento al aire. En este caso, se obtuvo un alto grado de transformación martensítica como se muestra en la Figura 7.35.

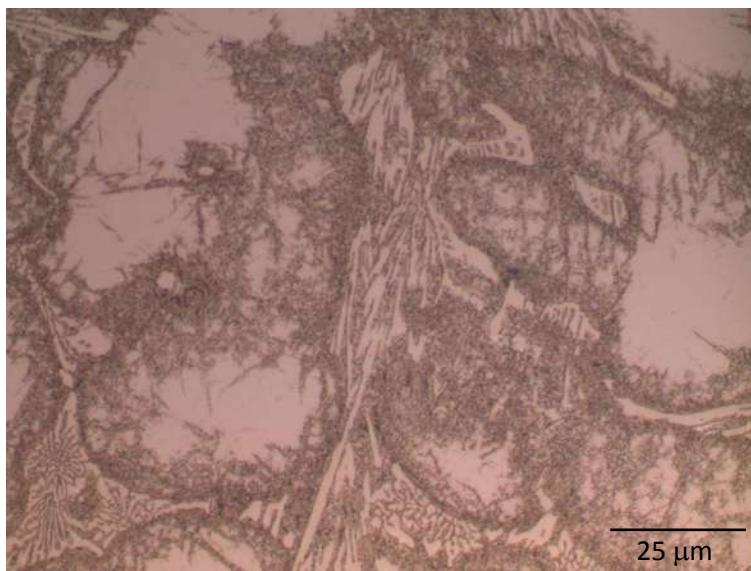


Figura 7.35 Microestructura de la aleación 3 después de ser sometida al tratamiento de desestabilización a 900°C y temple al aire.

Esta microestructura posee una elevada dureza, por lo que este tratamiento puede se ser aplicado posterior al maquinado de las piezas.

En este caso, el valor de dureza fue de 59 HRC como se puede observar en la tabla 7.11. Este elevado valor de dureza, el cual es aún mayor que el medido en la pieza importada, es producto de la transformación martensítica de la matriz ya que a la temperatura de austenización, se reduce el contenido de carbono disuelto en la matriz además de incrementarse la velocidad de enfriamiento en comparación con el enfriamiento en arena desde la temperatura de vaciado, dando como resultado el incremento de la temperatura de inicio de la transformación martensítica M_s como ha sido reportado por diversos autores [35, 57, 58].

Tabla 7.10 Dureza en HRC de las aleaciones después del tratamiento térmico.

Muestra comercial	Aleación 1 Desestabilizada	Aleación 2 Desestabilizada	Aleación 3 Templada
56.06	52	47	59

Por otra parte, las aleaciones 1 y 2 sometidas al tratamiento de desestabilización, alcanzaron valores de 52 y 47 HRC, valores que fueron alcanzados el tratamiento térmico conocido como “desestabilización” ya que estas aleaciones no pueden ser endurecidas considerablemente mediante temple directo. Este comportamiento se debe a sus elevados contenidos de carbono el cual estabiliza a la fase austenita, lo cual ha sido reportado ampliamente por la literatura [17, 22, 43, 59]. Por lo tanto, su máximo endurecimiento secundario se logra mediante la desestabilización a temperaturas en el rango de 800 a 950°C donde la fase austenita expulsa el carbono excedente, dando lugar la precipitación de carburos secundarios. Este fenómeno a su vez, incrementa la temperatura M_s de inicio de la transformación martensítica, dando como resultado una microestructura compuesta por carburos eutécticos y carburos precipitados del tipo M_7C_3 en una matriz martensítica con pequeños contenidos de austenita retenida.

7.6.2. Pruebas en planta.

En cuanto las barras huecas llegaron a la empresa solicitante, se procedió a evaluar si maquinabilidad (Figura 7.35a), para este propósito se utilizó un buril con inserto de carburo de tungsteno para maquinar el exterior de la barra en el cual se desplaza el buril en forma longitudinal, hasta obtener un diámetro exterior de 42 mm y un diámetro interno de 30mm. Este proceso se realiza con la adición de lubricante/refrigerante soluble (Figura 7.35b).

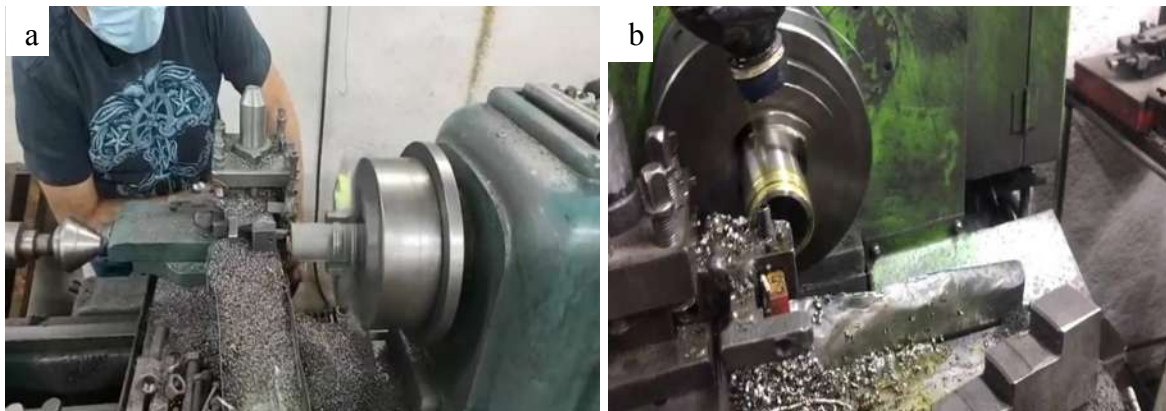


Figura 7.36 Maquinado de las barras huecas en el torno. a) Torneado exterior de la barra hueca, b) Torneado interior con ayuda de un lubricante en las barras huecas.

Posteriormente, se realiza el proceso de tronzado como se muestra en la Figura 7.36 para obtener anillos de 4 mm de espesor con un diámetro interno de 30 mm y un diámetro externo de 42 mm (Figura 7.37).



Figura 7.37 Anillo de la aleación 3 siendo tronzado en empresa DOMEX.



Figura 7.38 Asientos de válvula posterior del cortado.

Las pruebas de maquinabilidad reportadas por la empresa se basaron en la duración del filo de la herramienta de corte, midiendo el tiempo de vida del buril antes de requerir ser afilado nuevamente para lo cual se utilizó una velocidad de alimentación de 0.016 pulgadas por revolución y una velocidad de 200 RPM. En el caso del tronzado se midió el número de anillos cortados por cada punta de la herramienta de corte en forma de estrella.

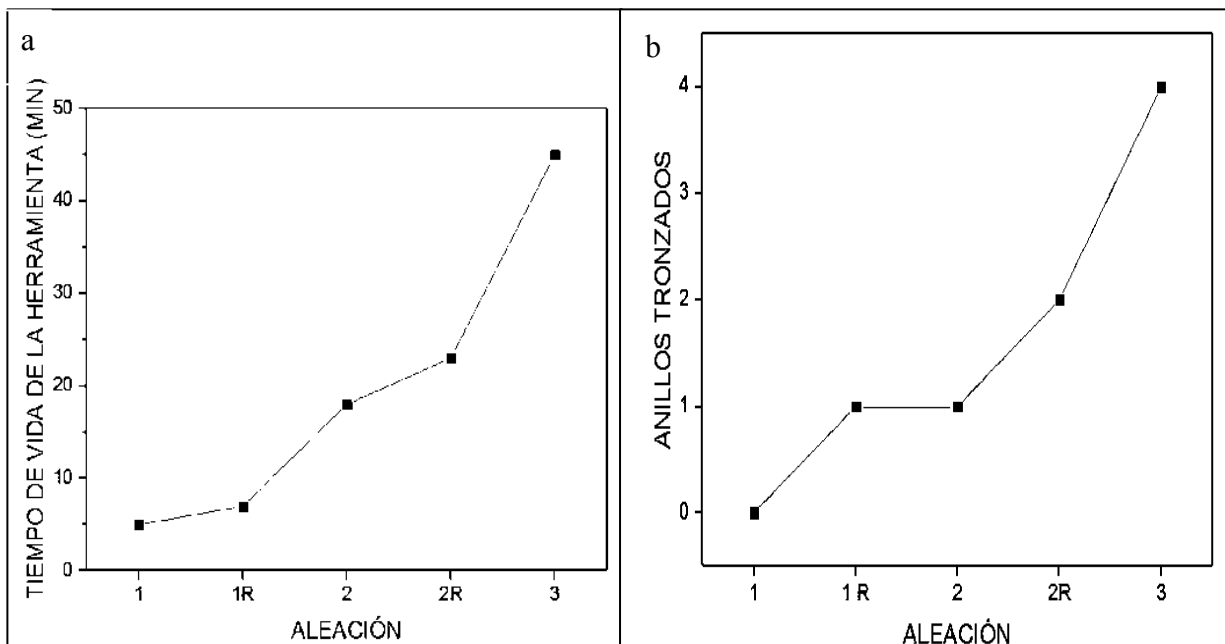


Figura 7.39 Resultados de las pruebas de maquinabilidad en las distintas aleaciones a) Resultados del tiempo de vida del filo de la herramienta por cada aleación, b) Número de anillos tronzados por cada aleación.

Los resultados de las pruebas de maquinabilidad se muestran en las gráficas de la Figura 7.38a donde se observa que la duración del filo de la herramienta incrementa con la disminución en el contenido de carburos en las diferentes aleaciones. De la misma forma, estos valores concuerdan completamente con los valores de dureza que se muestran en la Tabla 7.10.

Para la prueba del filo de la herramienta se utilizó una velocidad de avance de 0.016 in/rev a 200 rpm, como se puede observar para la aleación 1 directa de colada el tiempo que duro la herramienta con filo solo 5 min sin poder remover una gran cantidad de material de la barra hueca, para la aleación 1 recocida la herramienta con filo duro 7 min, para el caso de la aleación 2 directamente de colada la herramienta tuvo un tiempo de 18 min donde hubo una mejora tanto en el tiempo como en la maquinabilidad de esta aleación, para la aleación 2 recocida la herramienta tuvo una mejora en el tiempo de 23 min, sin embargo para la aleación 3 la diferencia en el tiempo comparada con las otras dos aleaciones fue superior manteniendo el filo de la herramienta por 45 min por lo que esta aleación presentó la máxima maquinabilidad de las aleaciones experimentales. Como se puede observar, la maquinabilidad está directamente relacionada con la dureza de la aleación y el contenido de carburos presente en cada una de ellas.

En la gráfica de la figura 7.38b se muestran los resultados para la prueba de los anillos tronzados, en la que se cuentan el número de anillos cortados por completo. En esta gráfica se puede observar que la aleación 1, la cual mostró los mayores volúmenes de carburos y la mayor dureza no pudo ser cortada por medio de este proceso ya que la herramienta perdió el filo antes de poder cortar el primer anillo (Tabla 7.10) por lo que la maquinabilidad de las barras huecas de esta aleación era casi nula, para la aleación 1 en condición de recocido, la maquinabilidad mejoró ligeramente y se pudo obtener 1 anillo tronzado. En el caso de la aleación 2, a pesar de tener un menor porcentaje de C, menor volumen de carburos eutécticos y por ende un menor valor de dureza en comparación con la aleación 1, se mejoró ligeramente la maquinabilidad, por lo que se pudo obtener 1 anillo tronzado en esta prueba. Sin embargo, aún en el caso de la aleación 2 en condición de recocido, la maquinabilidad es relativamente baja ya que solo se pudieron obtener 2 anillos tronzados. En el caso de aleación 3, se obtuvieron 4 anillos tronzados, lo cual es atribuido a su menor contenido de C, menor

volumen de carburos eutécticos y menor valor de dureza en condiciones de colada. En el caso de esta aleación la maquinabilidad fue evaluada como bastante aceptable.

Una vez maquinados los anillos, la empresa procedió a realizarle una prueba en la cual se induce la fractura mediante compresión propiedad fundamental en estos. Esta prueba es de particular importancia ya que estos anillos son montados en la cabeza del motor a presión. De acuerdo a los reportados por la empresa, la aleación 3 fue la que presentó la mayor resistencia a la compresión antes de ser fracturada.

De estos anillos se obtuvieron pequeños fragmentos (Figura 7.39), con los cuales se realizó la caracterización microestructural.

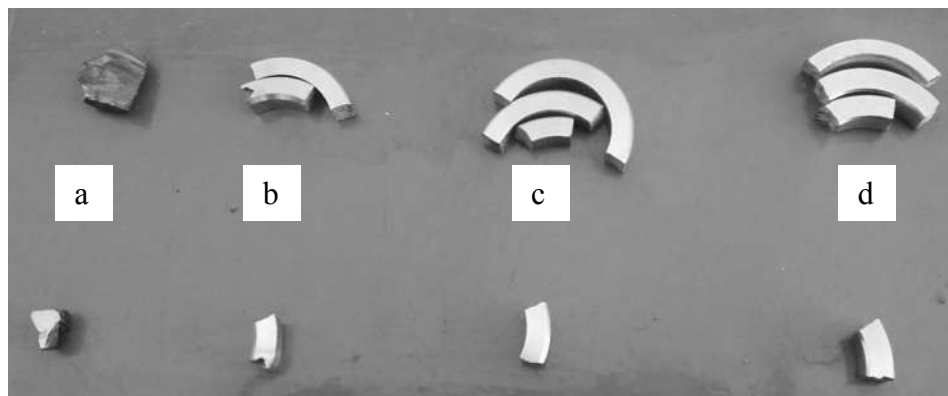


Figura 7.40 Anillos ya seccionados en pequeños fragmentos, de izquierda a derecha: a) Fragmento del sistema de alimentación de la Aleación, b) Anillo de la Aleación 2, c) Anillo de la Aleación 3, d) Anillo de la muestra Comercial.

De las pruebas realizadas en planta se puede resaltar que, la maquinabilidad del hierro está relacionada directamente con su microestructura y su dureza. Para el caso de la aleación 1 en condiciones de colada, condición de recocido y la aleación 2 en condiciones de colada, la maquinabilidad fue evaluada como no aceptable, lo cual es atribuido a sus elevados valores de dureza. En el caso de la aleación 2 en condición de recocido, su maquinabilidad fue calificada como aceptable, sin embargo esta aleación presenta menores contenidos de Cr que la aleación 3 y requiere de ser tratada térmicamente antes de su maquinado para disminuir su dureza, así como después de ser maquinada para poder alcanzar nuevamente valores aceptables de dureza que aseguren un alto desempeño al desgaste a alta temperatura y

resistencia a la oxidación, ya que en la condición de recocido, la mayor cantidad de cromo se encuentra en la fase carburo, lo que reduce la resistencia a la oxidación de la matriz. En el caso de la aleación 3, su maquinabilidad fue calificada como bastante aceptable en condiciones de colada, por lo que no requiere de un tratamiento térmico para lograr una alta maquinabilidad. Además, como se demostró anteriormente, en caso de ser requerido, la dureza de esta aleación puede incrementarse considerablemente mediante un temple posterior al proceso de maquinado.

De acuerdo con los resultados obtenidos en el presente trabajo y las pruebas realizadas por la empresa DOMEX, se determinó que la aleación 3 cumple con todas las características necesarias para obtener asientos de válvulas por medio de fundición que aseguren un excelente desempeño para las aplicaciones actuales más demandantes.

Así mismo, se demostró que mediante el proceso desarrollado para la obtención de los moldes y corazones, se pueden obtener barras huecas completamente libres de defectos internos, un excelente acabado superficial además de una baja relación arena/metal.

Por lo tanto, el diseño adecuado de la aleación y del proceso de fabricación, hacen posible la obtención de barras para asientos de válvulas para motores de alto desempeño por medio de fundición y maquinado, por lo que este proceso podría ser transferido a alguna empresa del ramo de la fundición para su fabricación dentro del territorio nacional.

8. CONCLUSIONES

El diseño del proceso de obtención de las barras huecas demostró una alta efectividad al producir barras con una alta precisión dimensional, excelente acabado superficial y ausencia de defectos internos como porosidad por contracción o gases.

Las modificaciones realizadas al diseño del molde permitieron obtener una menor relación arena/metal así como reducir el consumo de metal líquido dando como resultado una mayor eficiencia.

El incremento en el contenido de carbono y cromo en las aleaciones produjo un incremento en la dureza lo cual se debió al incremento en la fracción de volumen de carburos eutécticos en las aleaciones.

El tratamiento térmico de recocido aplicado a las aleaciones con mayor contenido de carbono permitió reducir ligeramente la dureza de estas aleaciones, sin embargo, la reducción no fue considerable para producir un grado de maquinabilidad aceptable.

De forma general, la maquinabilidad se vio reducida con el incremento en la dureza de las aleaciones, por lo que la menor dureza de la aleación 3 en condiciones de colada permitió obtener el mayor grado de maquinabilidad.

El tratamiento térmico de temple con enfriamiento al aire aplicado a la aleación 3 posterior al maquinado demostró que se puede obtener un alto grado de endurecimiento en esta aleación para aplicaciones que requieran de soportar condiciones de trabajo más severas.

Las pruebas realizadas en planta demostraron que la aleación 3 cumple con las características necesarias para su aplicación en asientos de válvulas para motores de combustión interna de alto desempeño fabricados por medio de un proceso de fundición y maquinado.

9. BIBLIOGRAFÍA

1. Gundlach, R.B. and J.L. Parks, **Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons.**En; **Wear**, 1978. 46(1): p. 97-108.1978.
2. Laird, G. and Ö.N. Doğan, **Solidification structure versus hardness and impact toughness in high-chromium white cast irons.**En; **International Journal of Cast Metals Research**, 1996. 9(2): p. 83-102.1996.
3. Laird, G., R. Gundlach, and K. Rohrig, **Abrasion-resistant cast iron handbook.** American Foundry Society Schaumburg, IL.2000.
4. Khan, M.I., M.A. Khan, and A. Shakoor, **A failure analysis of the exhaust valve from a heavy duty natural gas engine.**En; **Engineering Failure Analysis**, 2018. 85: p. 77-88.2018.
5. Wang, Y.S., et al., **Wear Mechanisms of Valve Seat and Insert in Heavy Duty Diesel Engine.**En; **SAE Transactions**, 1995. 104: p. 1520-1531.1995.
6. Wang, Y.S., et al., **The effect of operating conditions on heavy duty engine valve seat wear.**En; **Wear**, 1996. 201(1): p. 15-25.1996.
7. Elliott, R., Chapter 1 - The liquid–solid transformation in alloys close to the eutectic composition, En; **Eutectic Solidification Processing**, R. Elliott, Editor. Butterworth-Heinemann. p. 1-54.1983.
8. Norman, T.E., **Abrasion-resistant refrigeration-hardenable ferrous alloy**, Google Patents. 1985.
9. Laird, G. **Microstructures of Nickel-Hard I, Nickel-Hard IV and High-Chromium White Cast Irons.** En **Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society**. 1991.
10. Rohrig, K., **Ni-Hard Material Data and Applications.** Vol. 11. Nickel Development Institute.1996.
11. Dodd, J., R. Gundlach, and P. Morton. **The Metallurgy of High Hardness Chromium-Molybdenum and Vanadium--Molybdenum Rolling Mill Rolls.** En **Mechanical Working and Steel Processing XIX[Proc. Conf.]**. 1981.
12. He-Xing, C., et al., **Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron.**En; **Wear**, 1993. 166(2): p. 197-201.1993.
13. ASTM International: West Conshohocken, PA.2010.
14. Avner, S.H., **Introducción a la Metalurgia Física** M.-H. INTERAMERICANA, Editor: México.1995.
15. Chicco, B. and W. Thorpe, **On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys.**En; **Cast Metals**, 1992. 5(4): p. 203-211.1992.
16. Tabrett, C.P., I. Sare, and M. Ghomashchi, **Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys.**En; **International Materials Reviews**, 1996. 41(2): p. 59-82.1996.
17. Laird, G. and G.L. Powell, **Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons.**En; **Metallurgical Transactions A**, 1993. 24(4): p. 981-988.1993.
18. DeMello, J., M. Durand-Charre, and S. Hamar-Thibault, **Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons.**En; **Metallurgical Transactions A**, 1983. 14(9): p. 1793-1801.1983.

19. Doğan, Ö., J. Hawk, and G. Laird, **Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons.**En; *Metallurgical and materials transactions A*, 1997. 28(6): p. 1315-1328.1997.
20. Lv, Y., et al., **Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron.**En; *Materials & Design*, 2012. 39: p. 303-308.2012.
21. Jackson, S., **"The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the FeCr-C Metastable System.**En; *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1970. 204: p. 163-167.1970.
22. Pearce, J., **Structure and Wear Performance of Abrasion Resistant Chromium White Cast Irons.(Retroactive Coverage).**En; *Transactions of the American Foundrymen's Society.*, 1984. 92: p. 599-622.1984.
23. Li, D., et al., **Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition.**En; *Materials & Design*, 2009. 30(2): p. 340-345.2009.
24. Dodd, J. and J. Parks, **Factors Affecting the Production and Performance of Thick Section High-Chromium-Molybdenum Alloy Iron Castings–Part II: Production and Performance.**En; *AFS International Cast Metals Journal*, 1980: p. 15-23.1980.
25. Choi, J.W. and S.K. Chang, **Effects of molybdenum and copper additions on microstructure of high chromium cast iron rolls.**En; *ISIJ international*, 1992. 32(11): p. 1170-1176.1992.
26. Islak, S., et al., **The effect of different carbon content on the microstructural characterization of high chromium white cast irons.**En.
27. Cobos, O.F.H., O. Flórez, and R. Castaño, **Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico.**En; *Scientia et Technica*, 2010. 2(45): p. 43-48.2010.
28. Scandian, C., et al., **Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear.**En; *Wear*, 2009. 267(1-4): p. 401-408.2009.
29. Bedolla-Jacuinde, A., M.W. Rainforth, and I. Mejía, **The Role of Silicon in the Solidification of High-Cr Cast Irons.**En; *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013. 44(2): p. 856-872.2013.
30. Jain, A.-S., et al., **Refinement of primary carbides in hypereutectic high-chromium cast irons: a review.**En; *Journal of Materials Science*, 2021. 56(2): p. 999-1038.2021.
31. Gundlach, R., **Microstructure, hardness and abrasion resistance of as-cast 17.5% chromium white cast iron.**En; *AFS Transactions*, 1974: p. 309-316.1974.
32. Maratray, F., **Choice of appropriate compositions for chromium-molybdenum white irons.**En; *AFS Trans*, 1971. 79: p. 121-124.1971.
33. Cias, W., **Austenite Transformation Kinetics and Hardenability of Heat-Treated 17.5 Percent Cr White Cast Irons.**En; *TRANS AFS*, 1974. 82: p. 317-328.1974.
34. Vander Voort, G., **Color metallography Vol. 9 ASM handbook.**En; *Metallography and Microstructures*, 2004: p. 493-512.2004.
35. Cortés-Carrillo, E., et al., **Effects of tungsten on the microstructure and on the abrasive wear behavior of a high-chromium white iron.**En; *Wear*, 2017. 376-377: p. 77-85.2017.
36. Thelning, K.-E., *Steel and its heat treatment.* Butterworth-heinemann.2013.

37. G. Krauss, P.E.R.E., **Fundamentals of Aging and Tempering in Bainitic and Martensitic Steel Products**.En; ISS-AIME, 1992.1992.
38. Sare, I., **Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons**.En; **Metals Technology**, 1979. 6(1): p. 412-419.1979.
39. Hann, S.K. and J.D. Gates, **A transformation toughening white cast iron**.En; **Journal of Materials Science**, 1997. 32(5): p. 1249-1259.1997.
40. Amorim, P., et al. Soft annealing of high chromium white cast iron. En **Materials Science Forum**. Trans Tech Publ. 2004.
41. Santos, J.F.M.d., **Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto cromo**.En; 2009.2009.
42. Bedolla-Jacuinde, A., L. Arias, and B. Hernández, **Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron**.En; **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2003. 12(4): p. 371-382.2003.
43. Powell, G. and G. Laird, **Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons**.En; **Journal of materials science**, 1992. 27(1): p. 29-35.1992.
44. Poulalion, F.M.a.A., **Austenite Retention in High-Chromium White Irons**.En; **AFS Transactions**, 1982. 90: p. 795-804.1982.
45. Subramanyam, D.K., **Retained Austenite Measurements in High Chromium White Irons**.En; **AFS Transactions**, 1985. 93: p. 763-768.1985.
46. Group, E. PROCAST; Disponible en: <https://www.esi-group.com/products/casting>. [Consultado 20 de Junio de 2021].
47. Campbell, J., **Filling and Feeding System Concepts**, En; **Casting**, S. Viswanathan, et al., Editors. ASM International. p. 0.2008.
48. Han, Q., **Shrinkage porosity and gas porosity**.En; **ASM Handbook**, 2008. 15: p. 370-374.2008.
49. Monroe, R., **Porosity in castings**.En; **AFS Transactions**, 2005. 113: p. 519-546.2005.
50. Campbell, J., Chapter 7 - Porosity, En; **Complete Casting Handbook (Second Edition)**, J. Campbell, Editor. Butterworth-Heinemann: Boston. p. 341-415.2015.
51. Liu, B., Q. Yang, and Y. Wang, **Intereaction and intermetallic phase formation between aluminum and stainless steel**.En; **Results in Physics**, 2019. 12: p. 514-524.2019.
52. Edmonds, D., et al., **Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment**.En; **Materials Science and Engineering: A**, 2006. 438: p. 25-34.2006.
53. Krishna, S.C., et al., **Heat treatment and thermo-mechanical treatment to modify carbide banding in AISI 440C steel: a case study**.En; **Metallography, Microstructure, and Analysis**, 2016. 5(2): p. 108-115.2016.
54. Guerra, F., et al. Precipitation of Secondary Carbides on High-Chromium White Cast Irons With Copper Additions.
55. Bedolla-Jacuinde, A., et al., **Boron effect on the precipitation of secondary carbides during destabilization of a high-chromium white iron**.En; **International Journal of Cast Metals Research**, 2016. 29(1-2): p. 55-61.2016.
56. Guerra, F.V., et al., **Effect of the simultaneous Ti and W addition on the microstructure and wear behavior of a high chromium white cast iron**.En; **Metallurgical Research & Technology**, 2019. 116(6): p. 602.2019.

57. Sánchez-Cruz, A., et al., **Microstructural modification of a static and dynamically solidified high chromium white cast iron alloyed with vanadium.**En; **Results in Materials**, 2020. 7: p. 100114.2020.
58. Bedolla-Jacuinde, A., et al., **Abrasive wear of V–Nb–Ti alloyed high-chromium white irons.**En; **Wear**, 2015. 332-333: p. 1006-1011.2015.
59. Kuwano, M., et al., **Studies on precipitation process of secondary carbides in high-chromium cast iron.**En; **Transactions of the American Foundrymen's Society.**, 1990. 98: p. 725-734.1990.